République Algérienne démocratique et populaire
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique
Université Dr. YAHIA fares de Médéa



Faculté de Science et de la Technologie
Département du Génie de la Matière
Filière Génie Mécanique
Option : Sciences Des Matériaux.

Mémoire de fin d'étude pour l'obtention du diplôme de master (LMD)
En Génie mécanique
THEME :

Obtention par traitements thermiques de structures perlitiques dans la fonte grise lamellaire destinées à la fabrication des pièces minces

Présenté par :
- **BOUKHELKHAL Ismail**
- **LADZAR Fayçal**

Proposé par :
M.HABIRECHE

Année universitaire 2015/2016

Remerciement

Nous saisissons cette opportunité pour adresser nos profondes gratitudes et nos sincères prières à nos Dieu, le tout puisant.

Nous n'omettrons pas d'exprimer nos vifs remerciements à tous ceux qui ont contribués de près ou de loin à la réalisation de ce modeste travail, avec une attention particulière à notre promoteur M.HABIRECHE, qui n'a jamais cessé de prodiguer, conseils, orientation et encouragements.

Nous n'oublierons pas la participation active de société POVAL Berrouaghia sur tout Ahmed ABDELLAH

Et nos professeurs qui nous ont suivis tout au long de notre parcours universitaire au sein du département de génie mécanique.

Merci à vous tous pour votre soutien, votre aide, et votre compréhension

Dédicace.

Je dédie ce modeste travail :

A celui qui m'a montré le chemin de la réussite Mon père, qui a voulu me voir à ce niveau.

A celle qui ma donné la vie, la plus généreuse :

Ma mère

A toutes mes sœurs : Amina et ses enfants Aboubaker et Imade,Karima et ses enfants Mohamed et Ahlam,isma et sa enfant Achraf et Mounira

A mes deux familles : BOUKHALKHAL et BEN MOULOUD

A tous mes amis (es) de classe 2 eme année master

Science des matériaux et spécialement Kader et Abdo , ,yakoub, bensalem .

A mes enseignants de l'université.

Ismail.

Dédicace

Je dédie ce travail à:

Mes parents

Vous vous êtes dépensés pour moi sans compter.

En reconnaissance de tous les sacrifices consentis

par tous et

Chacun pour me permettre d'atteindre cette étape

de ma vie.

Avec toute ma tendresse.

A mes frères et mes sœurs.

De mon parcours universitaire.

A tous les membres de ma promotion.

A mes amis.

A tous mes proffésseurs.

Faiçel.

Liste des tableaux

Tableau	Titre	Page
1	Fourchettes de composition des fontes (en % massique)	6
2	L'action graphitisants ou antigraphitisants des éléments chimiques	13
3	structure –composition massivité de pièce moulée	15
4	classification de la fonte à graphite lamellaire	31
5	classification d'après essai sur barreau coulé à part	32
6	Dureté d'échantillons de fonte à graphite lamellaire rendus ferritiques par traitement thermique	33
7	dureté brinell d'échantillons, à l'état brut de coulée et traités (férritiques), en fonction du diamètre des barreaux coulés	35
8	résistance au choc K selon la norme NF A 03-202 de trois fontes grises à graphite lamellaire.	36
9	Composition chimique de la fonte FGL20	57
10	Lit de fusion de la fonte élaborée	57
11	Compositions chimiques de différentes charges constituant le lit de fusion	58
12	Résultat de la Dureté Brinell de la roue brut fonderie	60
13	Les pièces ont subits des traitements thermiques	64
14	Résultats de la Dureté Brinell	65
15	métallographique des pièces traitées	66
16	Récapitulatif des résultats	68

Liste des figures

figure	titre	Page
1	structure cristalline du graphite	7
2	Différentes formes du graphite selon la norme NF EN ISO 945-1-mai 2009	8
3	Croquis de référence pour la répartition du graphite	9
4	Fonte à graphite lamellaire perlitique avec inclusion géométrique de sulfure de manganèse (échantillon attaqué, grossissement 100.	11
5	Fonte bainitique brute de coulée (échantillon attaqué, grossissement 300)	12
6	fonte austénitique avec quelques carbure (échantillon attaqué, grossissement 500)	12
7	Influence de Si sur les points critiques C, E, S	14
8	relation structure composition-massivité de pièce moulée	16
9	Effet du P sur la formation du steadite d'une fonte grise lamellaire.	19
10	Effet du P sur la Dureté	19
11	Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification	25
12	relation entre l'E.C et la résistance à la traction des fontes lamellaire	29
13	Volume de métal enlevé jusqu'à usure de l'outil, en fonction de la vitesse de coupe lors du tournage de fontes à graphite lamellaire de différente structure.	36
14	diagramme d'équilibre fer-carbone	40
15	représentations schématiques des principaux procédés de traitement thermique des fontes	41
16	influence de silicium sur la température eutectoide (dite température critique) avec formation d'un intervalle de température	42
17	influence de la température du recuite de stabilisation sur le pourcentage de détente de fonte a graphite lamellaire, d'après trois essai différent	43
18	influence de la température de recuit de stabilisation sur le pourcentage de détente de la fonte austénitique GGL-NiCuCr 15 6 2	44
19	influence de la durée d'un recuit de stabilisation sur l'élimination des tensions dans une fonte à graphite lamellaire non alliée	45
20	influence de la température de recuit et du temps de maintien dans le recuit d'adoucissement de fonte à graphite lamellaire avec 3,38 % C, 1,93 % Si , 0,72 % Mn et 0,1 % P	46

21	le domaine de température pour la transformation de l'austénite est différent au chauffage, au refroidissement et au maintien isotherme	47
22	gonflement de fonte GG-20 (3,5 %C, 1,7 % Si et 0,5 % Mn) en fonction de la température de recuit et de temps de maintien	48
23	Gonflement de fonte à graphite lamellaire ou sphéroïdal (3,6% C, 2,3% Si , 0,2 % Mn et 0,05 %Mg) en fonction de la température de recuit et de temps de maintien	48
24	effet du recuit d'adoucissement sur la dureté brinell de fonte non alliée à graphite lamellaire, pour un recuit d'une heure à différentes températures	50
25	représentation schématique du recuit de perlitisation d'une fonte	52
26	Pièce en fonte (Roue centrifuge), de nuance FGL/20.	56
27	Méthode de coulée des éprouvettes	58
28	Eprouvette de traction	59
29	Microstructure de l'échantillon sans attaque	62
30	Microstructure de l'échantillon avec attaque Nital 3%	62
31	Cycle de traitement thermique des fontes grises lamellaire	63
32	Métallographie des pièces traité sans et avec attaque	66
33	La courbe de traitement thermique adopté	69

Sommaire

Introduction……..... 1
II.1 Constituants des fontes …… 5
I.1.1 Obtention de la fonte liquide…….. 5
I.1.2 Composants des fontes…… 6
I.1.3 Influence des différents facteurs sur la cristallisation…… 13
I.1.4 Inoculation des fontes…… 25
I.1.5 Estimation de la structure des fontes d'après le diagramme Fer – carbone ……... 27
I.1.6 Classification des fontes à graphite lamellaire……... 30
I.2 Propriétés des fontes à graphite lamellaire……..... 31
I.2.1 Caractéristiques mécaniques fondamentales ……. 31
I.2.2 Caractéristique dynamiques ……... 35
I.3 Propriétés mécanique d'utilisation ……... 36
I.3.2 structure ……. 37
I.3.1Facteur métallurgique de l'usinabilité des fontes ……... 42
II.1 : Introduction à traitement thermique ……..... 39
II.2 Les principaux traitements thermiques appliqués aux fontes grises…… 42
II.2.1: Recuit de stabilisation…….. 42
II.2.2 : Recuit d'adoucissement ……. 45
II.2.3 : Recuit de perlitisation ……..... 52
III Partie expérimentale……..…. ……. 54
III.2- Problématique …….. 54
III.2.1 Présentation de la pièce ……. 55
III.3 Méthode expérimentale…….. 56
III.3.1 Les étapes de travaille ……. 57
III.3.2 Elaboration de la fonte étudiée …… 57
III.3.3 Matériels utilises…… …… 59
III.3.4 Essai de Traction ……. 59
III.3.5 Caractérisation Microstructurale de la pièce brut fonderie…….. 61
III.3.6 Le Recuit d'Adoucissement …….. 62
III.3.7 Traitements thermiques Appliqués ……. 64
III.4 Résultats et interprétation ……. 67
III.5 Essai d'usinage au niveau de l'UPG……. …… 68
III.6 Conclusion partiel …….. 69
Conclusion…….. 71
Bibliographie…….. 73

Introduction

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 ou 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.

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

L'objectif d'un traitement thermique peut être par exemple :

- une absence poussée de tensions internes,

- une bonne usinabilité,

- des caractéristiques mécaniques élevées,

- une bonne résilience dans le cas des fontes ductiles,

- une haute résistance à l'usure.

On distingue fondamentalement quatre types de traitement thermiques :

1- le traitement de stabilisation : pour diminuer les tensions internes de la pièce ;

2- le recuit d'adoucissement : chauffage pour diminuer la dureté ou pour améliorer la résilience ;

3- trempe et revenu ;

4- trempe bainitique ;

Les principes pour chaque traitement thermique d'une fonte résultent du diagramme d'équilibre fer-carbone.

Le traitement thermique de la fonte est très analogue à celui de l'acier. Toutefois, la fonte peut de plus être graphitisée, le carbone étant précipité sous forme de graphite par un programme approprié de température pendant le recuit.

La coulée des **pièces minces** en fonte grise lamellaire est problématique en fonderie de ferreux de Berrouaghia :

L'unité pompe de Berrouaghia (POVAL) rencontre des problèmes d'usinabilité de pièces telles que les roues et les corps redresseur pour les pompes immergées sur leur chaîne de production.

La difficulté d'usinage se traduit par :

• la présence des points durs (présence de carbures et stéadite…)

• tendance à la trempe lédéburitique

• une matrice ferreuse très serré.

•Le matériau élaboré n'a pas la même dureté en chaque point des pièces.

Toutes ces problématiques entrainent des pertes importantes à l'unité dues essentiellement au temps de production et au pourcentage de rebut très élevés.

Pour pallier à ce problème de difficulté d'usinage des pièces, l'unité pompe fait recours à l'application d'un recuit d'adoucissement, afin d'obtenir un état le plus doux possible de la structure.

Bien que le recuit d'adoucissement puisse s'effectuer à différentes températures, Le présent travail consiste :

- à réaliser un recuit d'adoucissement dans deux domaines de température, appelés basse, et haute température en fonction de la structure initiale ou de la composition chimique.

- optimiser le temps de maintien lorsque la température de recuit est fixée, car il est plus économique d'appliquer des températures élevées et de courts temps de maintien que de basses températures et de longs temps de maintien.

Après cette introduction, nous aborderons notre travail par une étude bibliographique dans laquelle nous définissons les principaux traitements thermiques que requiert une fonte grise lamellaire.

Puis nous présenterons les résultats expérimentaux, leurs analyses et la conclusion finale.

Chapitre I

I.1. Constituants des fontes :

I.1.1 Obtention de la fonte liquide :

Plusieurs technologies sont utilisées dans l'industrie pour l'obtention de la fonte liquide.

Ces technologies dépendent des matières disponibles sur le lieu de la fusion, de la quantité de fonte à fournir et de la quantité du matériau liquide requis.

On distinguera quatre grandes catégories d'élaboration de fontes liquides.

- **Fontes de première fusion :**

C'est la fonte de base obtenu directement par le traitement du minerai.

Le déroulement des opérations est le suivant :

- extraction du minerai,

- concassage, broyages,

- enrichissement pour éliminer le plus possible de la gangue,

- agglomération pour en faire des blocs,

- réduction de ce minerai dans un haut-fourneau pour obtenir de la fonte de première fusion, dont une partie sera affinée pour mouler des pièces en fonte

- **Fonte de seconde fusion :**

Elles sont obtenue par refusions des gueuses de premier fusion, affinage et dosage en fonction de la nuance voulue.

Précisant que la plupart du temps des retours de fonderie sont ajoutés à ces gueuses.

Ces fontes peuvent être élaborées dans plusieurs sortes d'appareille : les cubilots (les plus utilisés) ou les fours électrique, à arc ou à induction.

- **Fontes synthétique :**

Elles sont obtenues par fusion d'une charge réaliser une synthèse chimique de tous les éléments simple qui constituent la fonte.

Le fer est alors apporté par des riblons d'acier non alliés, la mise à composition est obtenue par l'addition de ferro-alliage.

Pour le carbone, on ajoute du ferromanganèse carburé, ou du graphite.

Du fait de son mode de fusion, la fonte sera un alliage métallique dont l'élément essentielle est le fer, et dont la teneur en carbone est supérieure à 2 %.mais elle contient également du silicium, du manganèse, du soufre et du phosphore **(Tableau 1)**.

Tableau 1: Fourchettes de composition des fontes (en % massique).

Type de fonte	Carbone	Silicium	manganèse	Soufre	Phosphore
Fontes à carbures	1,8-3,6	0,5-1,9	0,25-0,8	0,06-0,2	0,06-0,2
Fontes malléable	2,2-2,9	0,9-1,9	0,15-1,2	0,02-0,2	0,02-0,2
Fontes à graphite lamellaire	2,5-4,0	1,0-3,0	0,2-, 1,0	0,02-0,25	0,02-1,0

Il apparait comme évident que les différents types de fonte ne peuvent pas être définis que par leur composition, en raison des analogies d'ordre chimique qui existent entre eux.

La solidification qui est une transformation conditionnée par la germination et la croissance, est influencée par de nombreux paramètre (nombre de germe, vitesse de refroidissement, etc...).

La teneur en soufre provient en partie de la fonte de première fusion.

En effet, le soufre est présent dans le coke utilisé pour l'échauffement des matières enfournées dans le haut-fourneau ou dans le cubilot.

Le phosphore provient bien souvent du minerai utilisé.

Les ferro-alliages contenant du silicium ou du manganèse sont placés dans les lits de fusion. [1]

I.1.2 Composants des fontes :

Pour l'ensemble des alliages fer-carbone, et en dehors des solutions solides du fer, il existe deux autres phases solides qui sont le graphite et la cémentite.

Les solutions solides du fer ont les mêmes caractéristiques que les solutions solides présentes dans les aciers. Par contre le graphite a des propriétés différentes.

I.1.2.1 Graphite :

Le graphite avec le diamant une des formes allotropiques du carbone.

Sa structure cristalline hexagonale a comme paramètre c=0.67nm et a=0.111415nm il peut être considère comme une structure bidimensionnelle lamellaire.

Le pavage hexagonal dans les feuillets est constitué par le recouvrement d'orbitales hybrides sp^2 des atomes de carbone conduisant à des liaisons covalentes.

Les feuillets successifs sont décalés selon une séquence ABAB...comme le montre **(Figure 1)**.

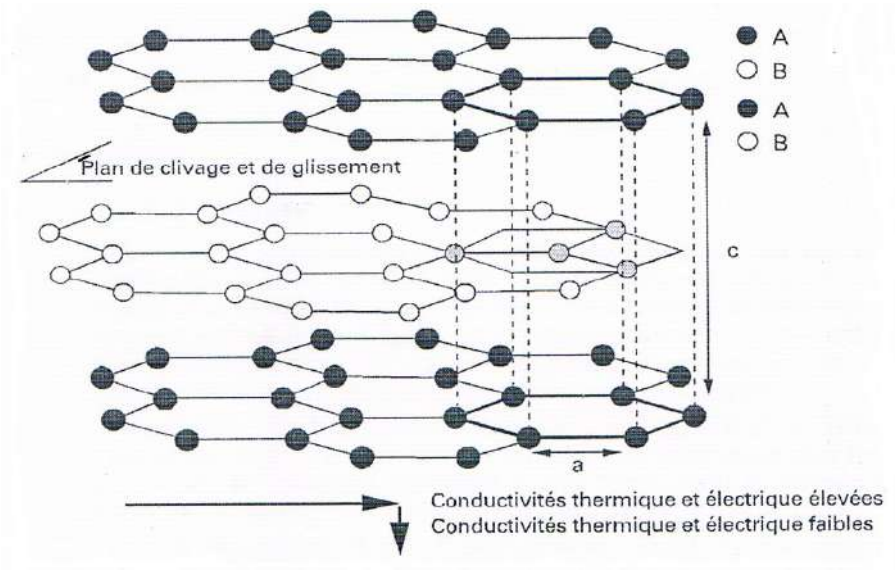


Figure 1 : Structure cristalline du graphite.[1]

Leur cohésion est assurée par des liaisons résiduelle faibles de type van der waals.

Cette structure particulière du graphite explique sa faible dureté, sa facilité de clivage et son pouvoir lubrifiant.

L'existence d'électrons mobiles est responsable des conductivités thermique et électrique élevées bien que fortement anisotropes.

La masse volumique du graphite est d'environ 2 200 kg.m-3, alors que celles de l'austénite, de la ferrite, et de la cémentite sont comprises entre 7500 et 8000 kg.m-3.

Le pourcentage massique de 3 % de graphite correspond à un pourcentage volumique d'environ 10,2 %.

Cette remarque est loin d'être anodine, car la propriété d'un matériau dépendent essentiellement de la fraction volumique de ses constituants et non de leur fraction massique.

De plus, le comportement de la fonte est largement influencé par la forme du graphite, ces différentes formes (I à VI) sont représentées à **la Figure 2**.[10]

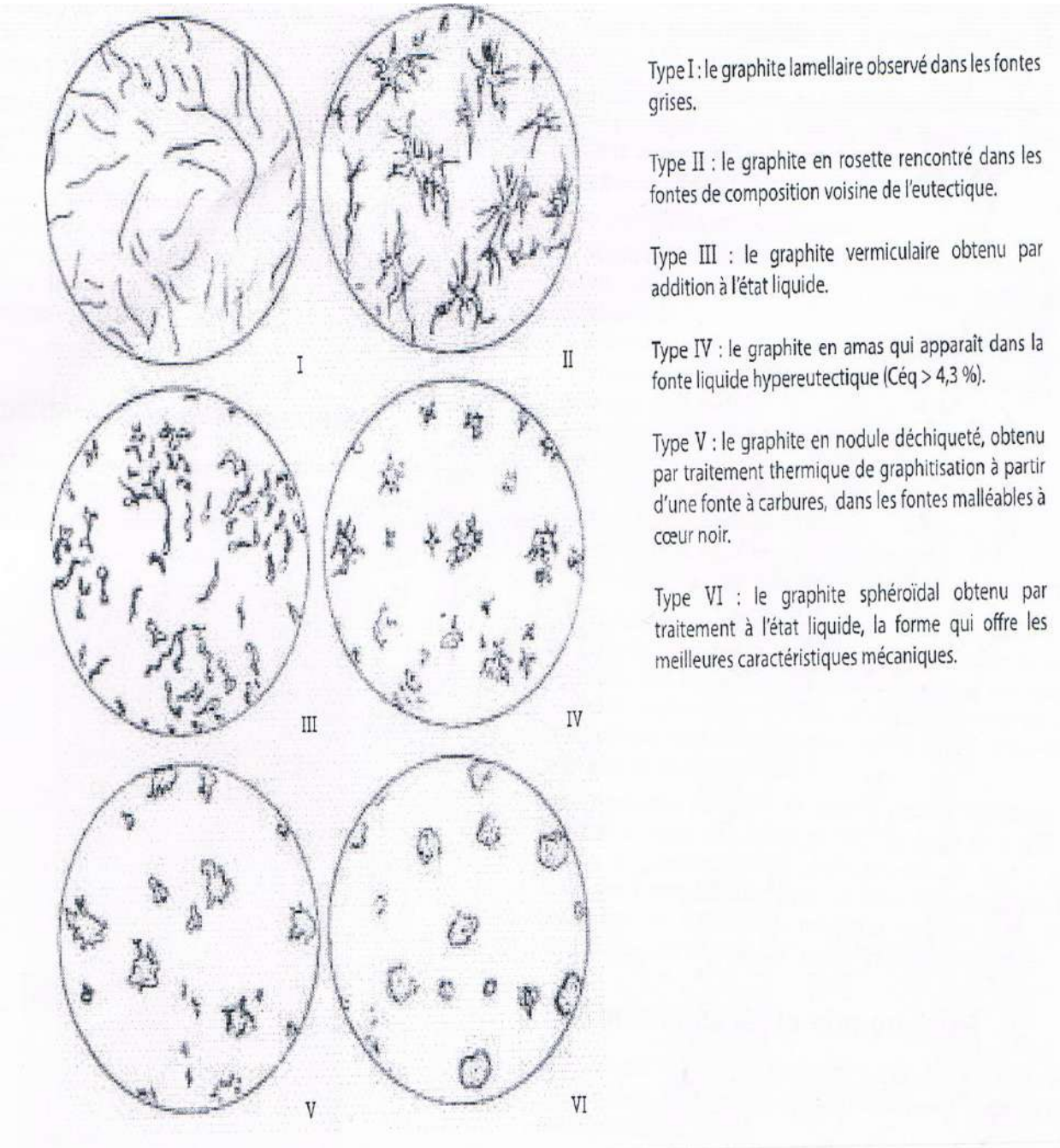


Figure 2 : Différentes formes du graphite selon la norme NF EN ISO 945-1-mai 2009. [8]

I.1.2.1.1 graphite en paillettes ou lamellaire :

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

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

Les principaux types de graphite lamellaire sont les suivants : ABCDE **(figure3)**.

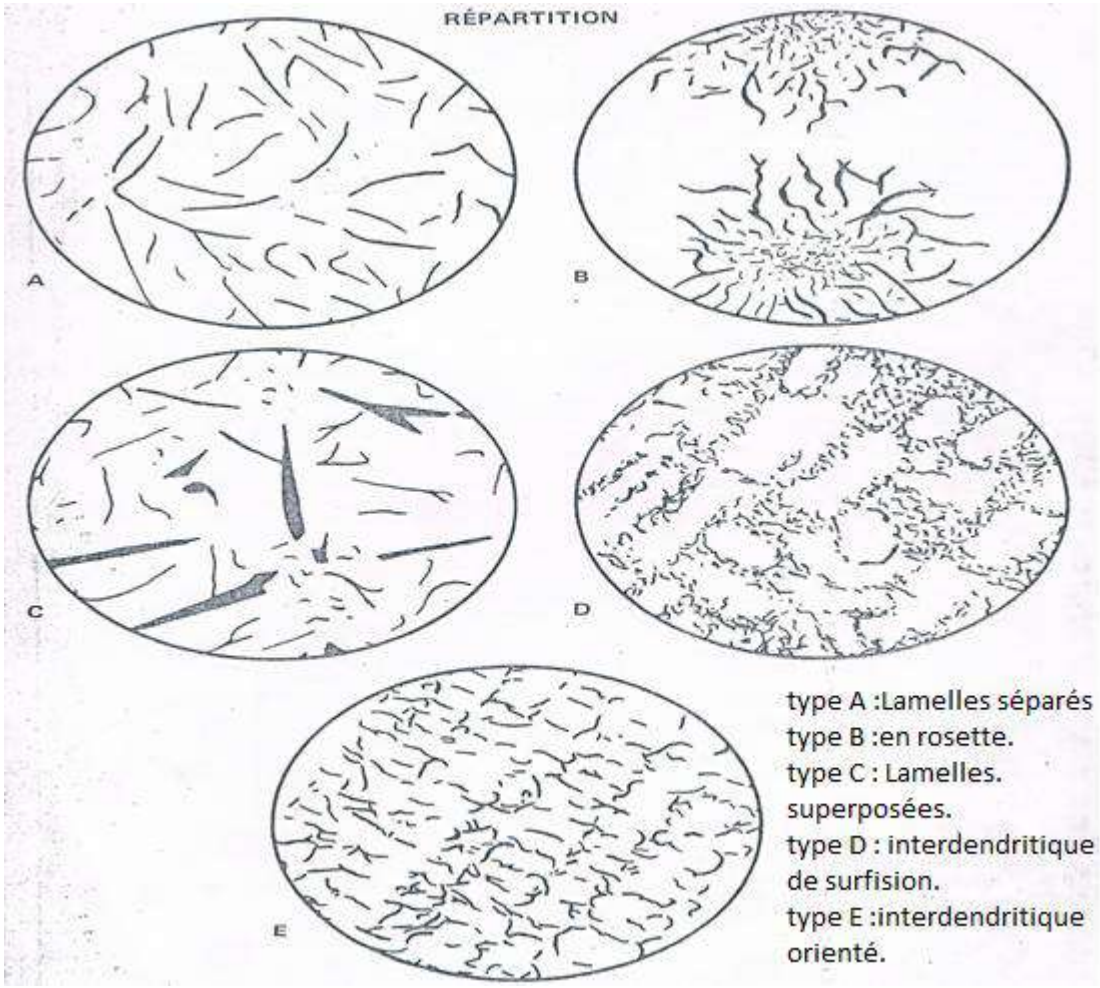


Figure 03 : Croquis de référence pour la répartition du graphite. [8]

I.1.2.1.2 influences du graphite dans les fontes grises moulées :

- il facilite l'usinage (lubrifiant).

- il confère aux fontes grises, une grande capacité d'amortissement des vibrations.

- il ne permet pas l'obtention des surfaces usinées glacées**.**

- il favorise les conditions de frottement (cavités superficielles du graphite jouant le rôle du ‘’coin d’huile’’

- il augmente la coulabilité des fontes.

- le graphite est la cause de ‘’l’effet d’entaille’’ dans la masse.[2]

I.1.2.2 Cémentite :

La cémentite est un carbure de fer. Sa formule de composition chimique Fe_3C correspond à un pourcentage massique de carbone égal à 6,67 %.

Ce composé défini, de type interstitiel, a une structure cristalline orthorhombique. La maille élémentaire contient 4 atomes de carbone pour 12 atomes de fer à des distances non identiques.

Les liaisons entre les Fe sont métalliques et celles entre le Fe et le C ont un caractère covalent. [1]

I.1.2.3 Structure de la matrice métallique :

La matrice métallique est comparable à celle des aciers.

I.1.2.3.1 Ferrite :

Ce constituant est une solution solide de fer sous sa forme allotropique cubique centrée (fer α). Elle ne dissout pratiquement pas de carbone. Par contre, la ferrite contient en solution solide du manganèse et une quantité, appréciable de silicium.

D’autres éléments d’alliage peuvent être dissous dans la ferrite, tels que le cuivre ou le nickel. La ferrite des fontes est usinable malgré une teneur en silicium dissous importante.

I.1.2.3.2 Perlite :

La perlite est constituée de couches alternées de ferrite et de cémentite **(Figure4)**.

La perlite se forme au refroidissement par la croissance coopérative des deux phases : ferrite et cémentite, sans relation cristallographique. La phase nucléante étant en général la cémentite (germination au joint de grain), la croissance de la perlite donne, dans le cas général, une structure lamellaire.

La dureté, la résistance mécanique, l’usinabilité, et la résistance à l’usure de la perlite varient en fonction de la finesse des lamelles.

La teneur en carbone combiné d’une fonte dont la teneur en silicium est relativement élevée peut descendre jusqu’à 0,5 %.



Figure 4 : Fonte à graphite lamellaire perlitique avec inclusion géométrique de sulfure de manganèse (échantillon attaqué, grossissement 100).[1]

I.1.2.4 Carbures :

Les fontes à carbures dites fontes blanches s'identifient par leurs carbures massifs. De tels carbures peuvent se retrouver dans la matrice, soit en raison d'un refroidissement particulièrement rapide à la fin de la solidification, soit par suite de la présence d'éléments stabilisant les carbures tels que le chrome, le molybdène, le manganèse, etc.

I.1.2.5 Autres constituants :

La matrice de la fonte peut-être aciculaire (structure bainitique) **(Figure 5)**. Cette structure confère à la fonte une résistance mécanique élevée, une résistance à l'usure améliorée et une dureté élevée. Cette structure peut être produite par une trempe dans un bain de sel chaud ou à l'état brut de coulée sans traitement thermique en ajoutant des éléments d'alliage en général du molybdène et du nickel.

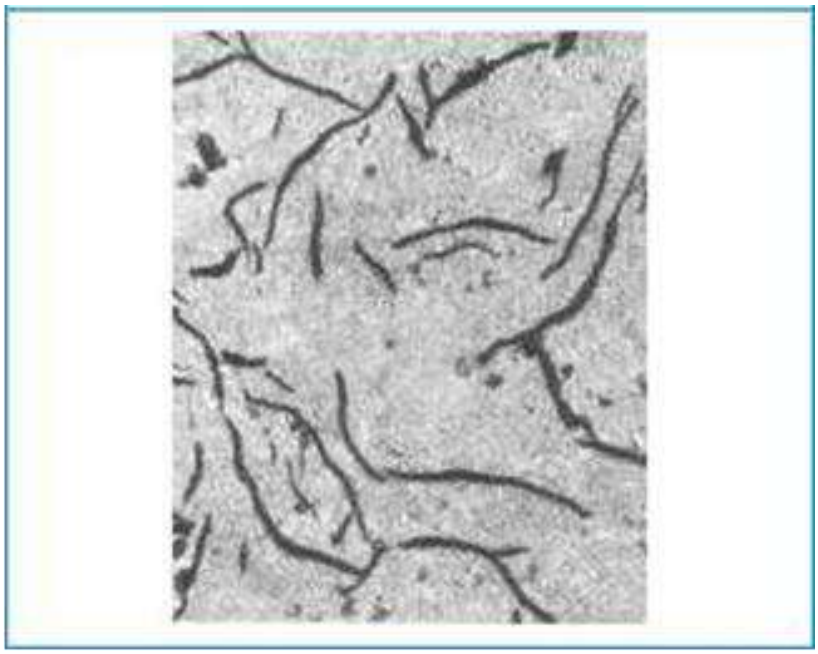


Figure 5 : Fonte bainitique brute de coulée (échantillon attaqué, grossissement 300).[2]

Une structure martensitique très dure peut être obtenue par traitement thermique, mais également brute de coulée grâce à l'utilisation d'éléments d'alliage : du nickel et du chrome.

Une teneur suffisante en élément d'alliage, surtout du nickel, peut contraindre la structure de la matrice à rester austénitique lors du refroidissement **(Figure 6)**. Les fontes austénitiques présentent un excellent comportement en service : résistance aux températures élevées, résistance à la corrosion et amagnétisme.[1]

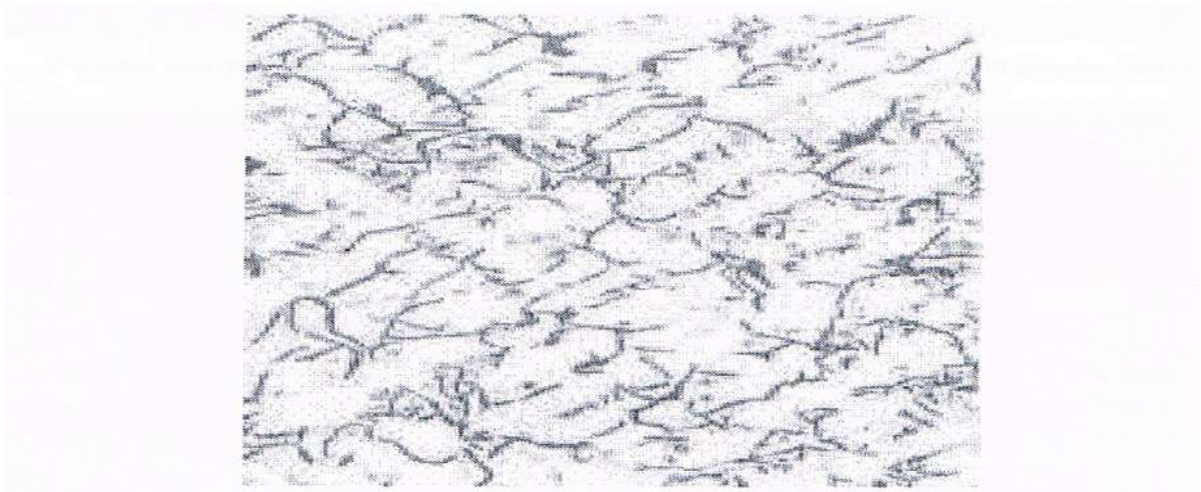


Figure6 : Fonte austénitique avec quelques carbure (échantillon attaqué, grossissement 500).[2]

I.1.3 Influence des différents facteurs sur la cristallisation :

Les propriétés des fontes sont déterminées avant tout par leur structure, laquelle dépend d'une série de facteurs de fabrication qu'il appartient au fondeur de fixer compte tenu de sa technique propre.

I.1.3.1 Composition Chimique : (Influence des éléments Normaux) :

On classe les éléments chimiques selon leurs influences sur la graphitisation, on obtient la série approximative suivante :



Al ; Si ; Ti ; Ni ; Cu ; P ; Ca ; Zr ; Nb ; W ; Mn ; Mo ; Cr ; V ; S ; Mg ; Ce.

A gauche : les éléments graphitisants.

A droite : les éléments antigraphitisants.

L'action graphitisants ou antigraphitisants des éléments chimiques dépend de leur teneur ou leur quantité, et de la température de différentes réactions.

L'effet des éléments chimiques approximatif sur la graphitisation est donné au (Tableau2) :

Tableau 2:L'action graphitisant ou antigraphitisant des élément chimique.

Zones	Si (<10% ; 22à 26) Al (<4% ; 18à 24)	Si (12 à 20%) Al (5 à 18%) Cr ; V ; Mn ; Mo ; W ; Mg (>0,01) Sb ; Ti (>0,12)	Ni ; Cu ; P ; Co (4 à 10%) Ce ; Mg (<0,021)	Zr ;Nb ; Sn ; Pb ; As ; B ; Ta
Proeutectique	+	-	+	0
Eutectique	+	-	+	0
Proeutectoide	+	-	+	0
Eutectoide	+	-	-	-
Posteutectoide	+	-	-	-

+ : graphitisants **- : antigraphitisants**

L'action graphitisant ou antigraphitisant des éléments chimiques dépend de :

- l'intensité des forces de liaison entre le fer, le carbone et l'élément d'addition.
- variation de l'intervalle eutectique (stable ou métastable).
- influence sur la translation des points critiques du diagramme et surtout la variation de la saturation de l'austénite en carbone.
- de leurs teneurs ou leurs quantités, et de la température de différentes réactions.[3]

I.1.3.1.1 Influence de Silicium : T_f°= 1480°C ξ = 2,35g/cm^3

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

Le Si abaisse la T°C de transformation eutectique à l'état métastable, et augmente simultanément la T°C de transformation eutectique à l'état stable.

Influence de Si sur les points critiques **C, E, S** du digramme peut être représenté par **la Figure 7**.

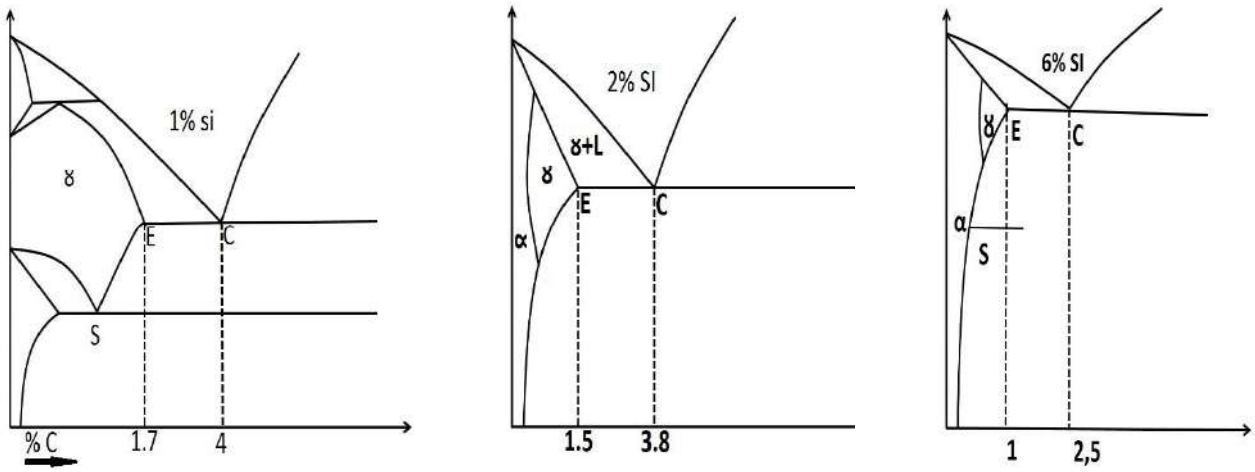


Figure 07 : Influence de Si sur les points critiques C, E, S

Il déplace les points critiques du diagramme du coté de basse teneur en C, et du coté de haute température c'est un élément alphagène.

La teneur en Si d'une fonte, doit donc être ''ajustée'' en fonction :

- de la teneur en carbone de la fonte
- de la vitesse de refroidissement des pièces moulées (épaisseur)

Le choix de la composition chimique en fonction de la structure se basse sur les diagrammes structuraux.

a- Diagramme de LAPLANCHE:

Leur diagramme apporte une correction importante par rapport à celui de MAURER, les limites des domaines sont des courbes.[9]

Tableau 3 : structure –composition massivité de pièce moulée

Zone	Type de fonte révélée par cassure	Constituants de la fonte correspondante
I	Blanche	Cémentite + perlite
II	Truitée	Cémentite + perlite + graphite
III	Perlitique	perlite + graphite
IV	Ferrite-perlitique	perlite + graphite + ferrite
V	Ferritique	graphite + ferrite

Constitué à présent le meilleur graphe de prédiction de la structure d'une fonte connaissant :

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

Les graphes de LAPLANCHE **(Figure 8)** se rapportent à des fontes industrielles, non alliées, dont l'analyse reste comprise dans les limites suivantes :

C< 6% Si< 6% Mn = 0,6 à 0,8% S< 0,8% P< 0,12%

Les essais ont été effectués sur des éprouvettes cylindriques de diamètre croissant Ø= 6, 10, 20, 35,48.

des études préalables ont montré qu'une éprouvette cylindrique de Ø = 2r présente la même surface spécifique de refroidissement qu'une plaque d'épaisseur e.

- on rappelle surface spécifique le rapport S / V de la surface au volume de la pièce moulée ;

- une éprouvette se refroidit dans un moule comme la pièce moulée à produire si la surface spécifique de l'éprouvette égale la surface spécifique de la pièce moulée.

La structure obtenue dans l'éprouvette est alors significatif ou représentative de celle de moulage.[9]

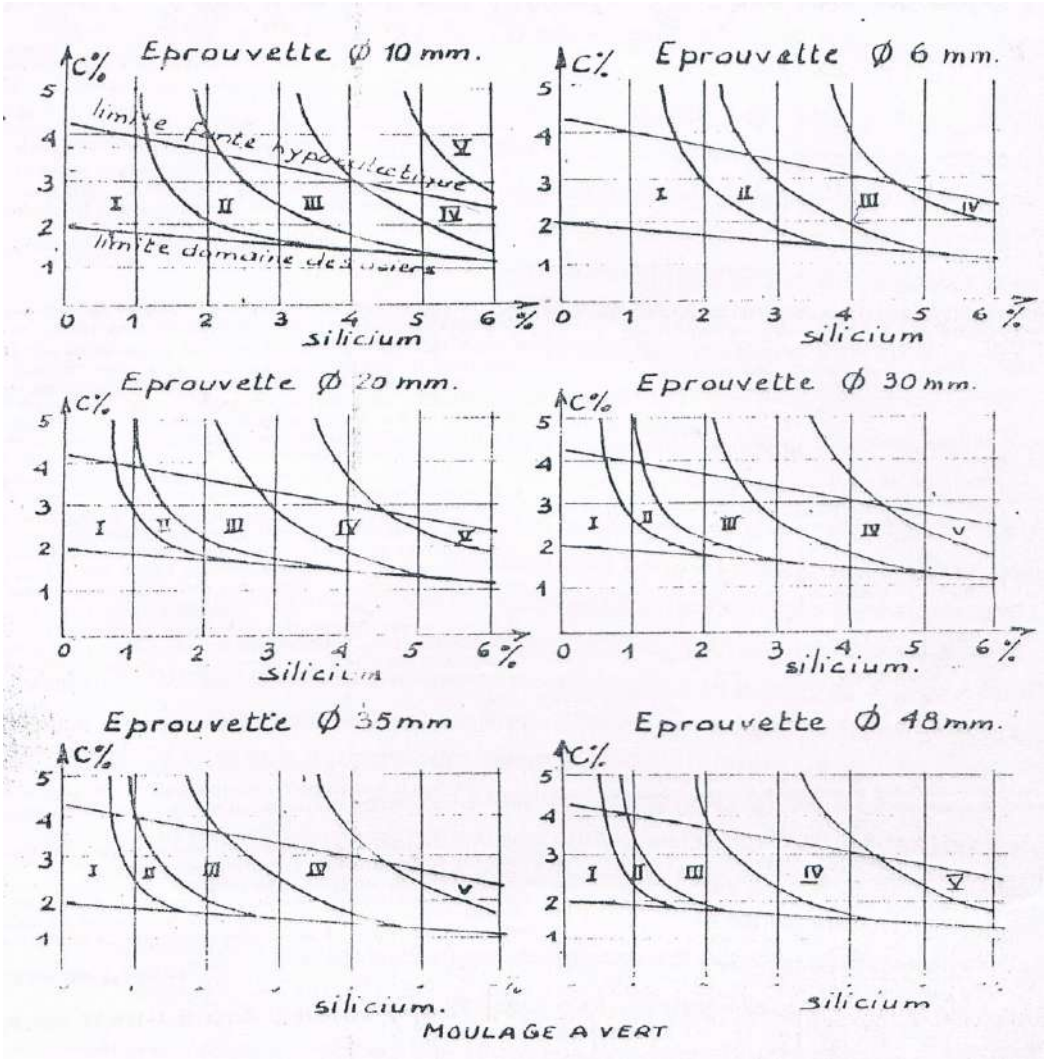


Figure 8 : relation structure composition-massivité de pièce moulée.[9]

I.1.3.1.2 Contrôle de l'aptitude à la graphitisation :

La connaissance des diagrammes précédents n'exclut pas l'expérimentation pratique par l'essai de trempe de la fonte.

Essai : cet essai consiste à couler une éprouvette normalisée (appelée éprouvette de trempabilité) dans un moule de sable étuvé.

Paramètres d'influences :

La profondeur P_T, c'est-à-dire l'aptitude à la trempe de la fonte dépend de nombreux facteurs tels que :

- le titre en Si ;
- le titre en C ;
- les titres en éléments antigraphitisants tel que : Mn,Cr,S,…..
- température de coulée ;
- la nature des charges (hérédité structurale).

I.1.3.1.3 Influence de manganèse : T_f°= 1245°C $\xi = 7,45 g/cm^3$

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

Le manganèse est ajouté pour neutraliser l'action du soufre en formant du sulfure de manganèse MnS insoluble dans la fonte et inoffensif à l'état d'inoculation.

Fe + S → FeS **FeS + Mn → Fe + MnS**

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

%Mn = 1,72%S + 0,2 à 0,3

Tout écart par rapport à cette teneur optimale aura une influence sur la profondeur de trempe et les propriétés mécaniques de la fonte.

Lorsque cette teneur en manganèse dépasse cette valeur, il affine la perlite et augmente légèrement la dureté de la fonte.

Au-delà de 1%, il s'oppose à la graphitisation, c'est un antigraphitisant (il augmente l'intensité des forces de liaison entre le fer et le carbone).

Le Mn influe peu sur l'intervalle de température eutectique, mais abaisse la transformation eutectoide ($\gamma \rightarrow \alpha$), parce que le Mn est un élément gammagène (élargie le domaine de la solution solide γ c'est-à-dire de l'austénite.[3]

I.1.3.1.4 Influence de Phosphore : T_f°= 610°C ξ = 2,33 g/cm^3

Comme le Si, le P diminue la solubilité du C dans les fontes liquides et déplace les points critique du coté de la basse teneur en C et haute T°C.

L'effet graphitisant du P est dû :

- ↑ l'intervalle eutectique.
- ↓ la solubilité du **C** dans les solutions solides γ et α.
- Influe très peu sur les forces de liaison entre le fer et le carbone.
- Le P se combine facilement au fer pour donner un phosphure de fer, de formule chimique Fe_3P, le quel forme :
- Avec le fer, un eutectique phosphoreux binaire Fe_3P- Fe appelé : steadite**,** qui fond à 1050°C (il s'ségrége aux joints des grains).
- Avec le fer et la cémentite, un eutectique phosphoreux ternaire

Fe_3P- Fe_3C- Fe, dont la température de fusion est voisine de 950° C.

L'eutectique phosphoreux est caractérisé par :

- une expansion accompagne sa solidification.
- Une très grande dureté **(figure 10)**.
- Une très grande fragilité.
- Un coefficient de dilatation relativement élevé.

Le P favorise l'obtention des détails sur les pièces moulées (statues, fontes d'art, moulage décoratifs, pièces aux formes compliquées), mais qui ne soumissent à aucun effort de choc. On dit donc que le P augmente la coulabilité.

- il rend l'usinage des pièces difficile (présence de steadite) **(Figure 9)**.
- il rend fragiles et cassantes des pièces moulées, les quelles sont très sensibles aux chocs).

La teneur optimale de la fonte se situe entre 0,1 et 0,13% sans que l'usinabilité de la fonte soit trop influencée.[3]

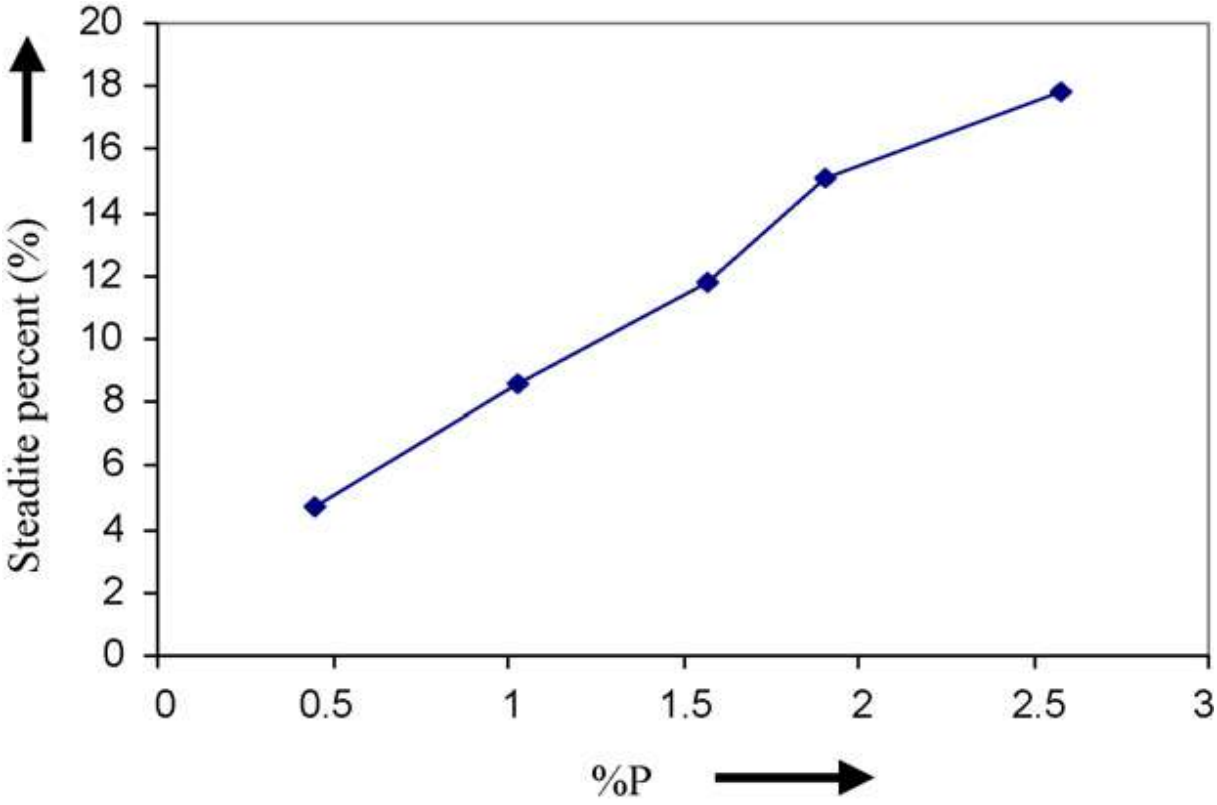


Figure 9 : Effet du P sur la formation du steadite d'une fonte grise lamellaire.

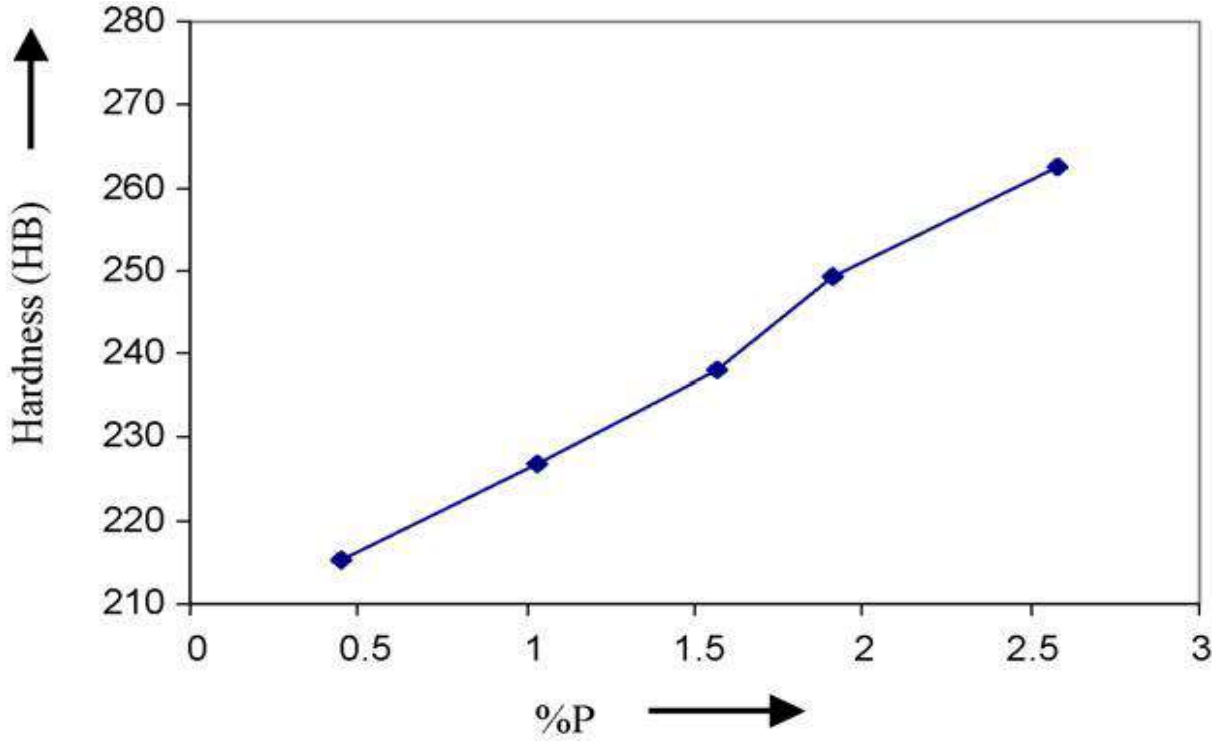


Figure 10 : Effet du P sur la Dureté

I.1.3.1.5 Influence du soufre : T_f°= 112°C $\xi = 2\ g/cm^3$

Le soufre provient du coke utilisé comme combustible, tant dans le haut fourneau, que dans le cubilot. Le coke contient 1 à 2% soufre.

Le soufre non combiné au manganèse joue un rôle très important lors de la naissance des lamelles de graphite pendant la solidification eutectique. Ce rôle est double :

a- lors de la croissance des germes de graphite :

Le soufre est un élément qui est absorbé à l'interface graphite-liquide, diminuant ainsi la solubilité du graphite dans le liquide. Les germes formés auront donc une tendance diminuée à disparaitre par dissolution.

Autrement dit, si la teneur en soufre est basse, beaucoup de germes vont disparaitre avant même que leur diamètre n'ait atteint le diamètre critique minimal.

Le nombre de cellules eutectiques sera très réduit avec, par conséquent, l'apparition de graphite de surfusion (type D) et une tendance élevée à la formation de carbures (points durs) dans la structure.

b- lors de la croissance des lamelles :

Le soufre augmente la tendance à la croissance unidirectionnelle des lamelles, de sorte que la quantité de graphite qui se cristallise pendant la solidification eutectique sera résorbée à temps sans que les lamelles devront se ramifier d'une manière importante et présenter ainsi la structure typique du graphite de surfusion. Nous constatons donc que, si la teneur en soufre dans la fonte est trop basse, la tendance à la formation de graphite de surfusion augmentera également pendant la période de croissance des lamelles.

Des recherches, et la mise en application pratique des résultats de ces recherches, ont démontré qu'une des conditions nécessaires à l'élimination de l'apparition de graphite de surfusion dans la structure de la fonte lamellaire est que la fonte contienne une teneur en soufre minimal de 0,06%.

Nous pouvons donc conclure que la fonte à graphite lamellaire doit contenir au moins 0,06% de soufre.

Des hautes teneurs en soufre (0,18%), peuvent provoquer dans des pièces d'épaisseur moyenne des soufflures.[3]

I.1.3.2 Influence des gaz :

Parmi les gaz rencontrés dans les fontes, on rencontre l'N_2, O_2 provenant de l'atmosphère ou de la charge métallique, et l'H_2 provenant de charge métallique.

La solubilité de l'N_2 dans les fontes liquides dépend :

De leur température, sa teneur augmente avec l'élévation de la température, et dépend aussi de la composition chimique de ces fontes.

En fonction de la forme sur la quelle l'N_2 se trouve dans les fontes, il agit sur la structure et les propriétés de ces derniers.

Lorsque l'N_2 forme une phase d'insertion, il augmente la stabilité des carbures, c'est-à-dire il se comporte comme élément antigraphitisant.

Cette influence peut être utilisée pour l'obtention des fontes de haute qualité.

En formant les nitrures avec d'autres éléments de la fonte, ou des carbo-nitrures, l'N_2 change le caractère de cristallisation dans les fontes contenant le B, Ti (éléments ayant une grande affinité pour l'N_2). Fontes contiennent nitrures ou carbo-nitrures peuvent servir de support de germination du graphite. Dans ce cas l'N_2 est un graphitisant.

La solubilité de l'H_2 dans les fontes liquides dépend de leur température, de leur composition chimique, et des conditions de fusion.

D'après ces paramètres, l'H_2 peut se trouver sous différentes formes (état gazeux ou combiné à d'autres éléments), l'H_2 augmente la stabilité des carbures, autrement dit il favorise le blanchissement des fontes, c'est-à-dire qu'il est antigraphitisant.

L'O_2 dans les fontes liquides comme dans les fontes solides peut se trouver sous forme d'oxydes simples ou complexes ou dissout dans une solution.

La quantité et la forme sur la quelle se présente L'O_2 dans les fontes peut être déterminée par la composition chimique des fontes, les procédés de fusion et de coulée et d'autres traitements.

A l'état dissout L'O_2 freine la graphitisation, à l'état oxydé il joue le rôle de support de germination du graphite. [3]

I.1.3.3 Influences des éléments traces :

Les éléments traces comme le plomb, l'antimoine et le tellure sont des éléments qui exercent une influence nocive sur la forme du graphite et par conséquent sur les propriétés mécaniques de la fonte, même s'ils sont présents en teneurs extrêmement faibles (quelques ppm à quelques dizaines de ppm).

Le seul moyen connu pour éliminer l'influence nocive de ces éléments est l'addition de Terres Rares à la fonte.

Les Terres Rares présentent en effet la propriété de neutraliser l'effet des éléments traces en ce combinant avec eux.

L'emploi de cette technique qui est parfaitement possible dans l'élaboration de la fonte à graphite nodulaire ne l'est malheureusement pas dans le cas de la fonte à graphite lamellaire.

Nous avons en effet démontré préalablement que la fonte à graphite lamellaire doit contenir une teneur minimale en soufre. Quand on ajoute des terres rares dans une fonte contenant du soufre, elles vont immédiatement et préférentiellement se combiner à cet élément et perdre ainsi leur pouvoir de neutralisation des éléments traces. Les sulfures des terres rares sont en effet thermodynamiquement beaucoup plus stables que les combinaisons intermétalliques du type éléments traces-terres rares.

Par conséquent, il faudrait en principe appliquer une sélection plus stricte des ferrailles utilisées pour la production de fonte à graphite lamellaire que pour la production de la fonte GS en ce qui concerne la présence éventuelle d'éléments traces.

I.1.3.4 Influence des éléments d'addition (éléments d'alliage) :

Pour améliorer les propriétés d'exploitation des fontes, on ajoute à ses dernières des éléments d'alliages tel que : Cr ; Ni ; Mo ; Co ; V ; Ti ; Cu ; Al ;…….

L'influence de ces éléments sur la structure et les propriétés des fontes différent et dépend du caractère de leurs distribution entre les différents constituants structuraux, et aussi de leurs influence sur les positions des points critiques du diagramme fer carbone.

Les éléments d'alliage se divisent en 03 groupes **:**

1- Ni ; Cu ; Co ; Mn : sont caractérisées par :

a- gammageneisation (stabilisateur de **γ**).

b- Dissolution dans les solutions solides **γ et α.**

c- Faible affinité chimique pour le carbone.

d- Graphitisant à cause de :

- ↑ (élévation) de l'intervalle eutectique surtout le Ni.
- Diminution de la solubilité du carbone, ce qui favorise la précipitation du graphite.

e- stabilisateur de la perlite (c'est-à-dire évitent sa décomposition en traversant la ligne PSK).

f- ces éléments diminuent **la sensibilité à l'épaisseur** des pièces coulées en fonte surtout le Ni.

g- affinent la perlite surtout pour le **Cu** et **Ni.**

h- augmentent la trempabilité surtout **Ni ; Cu ; Mn.**

2- Cr ; V ; W ; Mo : sont caractérisées par :

a- Alphageneisation.
b- Dissolution dans la cémentite (formation des solutions de substitution avec le Fe_3C) exemple : Fe_3C avec le Cr →$(Fe, Cr)_3C$.
c- Antigraphitisant à cause de :
- augmentation de la solubilité du carbone et diminution de son activité
- renforcement des forces de liaison entre le fer le carbone et l'élément lui-même.
- ↓ (diminution) de l'intervalle eutectique surtout le Cr.

d- Favorisent la formation des carbures durs (MO_2C, VC, Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$....**),**ce qui augmentent la résistance à l'usure**.**
e- Tendance à former des carbures d'alliage lors de revenu.
f- Augmentent la trempabilité.

Les fontes alliées à ses éléments servent à la production des pièces coulées travaillant à l'usure à chaud et à la corrosion ex : plaques de blindage du concasseur et du broyeur, boulet de broyage, cylindres de laminoirs etc…..

3- Ti ; B ; Zr ; Mg ; Ce ; Nb ; Ca…… :

En fonction de leurs fortes affinités chimiques, ces éléments se combinent presque entièrement en formant différentes combinaisons : carbures, nitrures, oxydes et peuvent se dessoudent dans les solutions solides α ou dans la cémentite qu'au teneur très faible.

Les composés formés à partir de ces éléments sont difficilement fusibles c'est-à-dire ils se forment dans le métal encore liquide et peuvent donc servirent comme centre de germination de graphite.

I.1.3.5 Influence de la vitesse de refroidissement sur la cristallisation des fontes :

La vitesse de refroidissement dépend de plusieurs facteurs :

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

La vitesse de refroidissement détermine la durée de solidification de pièces coulées. Elle peut être exprimée par la relation suivante :

$$\mathbf{V_R = 1/R\ [bm / \gamma C(T_C - T_S)\ ]\quad °C / S}$$

R= module de refroidissement caractérisant la forme de la pièce.

R= **V / S ou S / P** d'une plaque

Avec : **V :** volume **S :** surface **p :** périmètre

bm : pouvoir thermo absorbant du moule = $\sqrt{\lambda_m C_m}$ $\boldsymbol{\gamma_m}$

Avec : $\boldsymbol{\lambda_m}$ = conductibilité thermique du moule W /m. °K

$\mathbf{C_m}$ = capacité calorifique J /Kg. °K

$\boldsymbol{\gamma_m}$ = densité du matériau du moule Kg/m^3

$\boldsymbol{\gamma}$ = masse spécifique de l'alliage ou densité de l'alliage Kg/m^3

C= chaleur spécifique de l'alliage J /Kg. °K

$\mathbf{T_C}$ = T_f + 50 à 100°C

$\mathbf{T_C}$ = température de coulée. , $\mathbf{T_S}$ = température de solidus.

Pièce :	cube	sphère	cylindre	carré	plaque	bague
R :	a/6	R/3	R/2	a/4	e/2	(D – d)/4

I.1.3.6 Influence de l'état du métal liquide sur la cristallisation des fontes :

L'état liquide se détermine par :

- composants de lit de fusion
- nature et teneur des gaz, inclusions non métalliques et présence des traces.
- Traitements complémentaires (T° de surchauffe, durée de maintien)

Ces 03 facteurs influent sur la formation de la structure et propriétés des fontes.

I.1.3.6.1 Influence de la température de surchauffe et de temps de maintien :

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

La Figure 11, d'après E. Piwowarsky montre que l'élévation de cette température accroît le phénomène de surfusion**.**

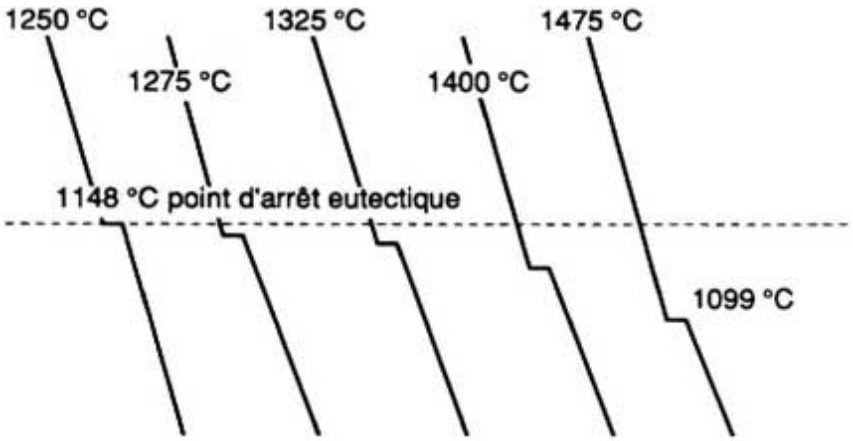


Figure 11 : Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification [3].

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

Les fontes liquides contiennent en effet suffisamment de germes naturels **(SiO_2)** pour que le graphite se cristallise sous la forme du type A. ces germes en effet sont détruits pendant la surchauffe à des températures au-delà de la température d'équilibre de la réaction :

$$SiO_2 + 2C \rightarrow Si + 2CO$$

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

La tendance à la formation du graphite interdendritique et d'autant plus grand que la teneur en carbone est plus base, et la surchauffe élevé.[3]

I.1.4 Inoculation des fontes :

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

Les propriétés en question sont les suivantes :

- la diminution de la susceptibilité à la solidification lédéburitique (fonte blanche = points durs = mauvaise usinabilité)

- l'amélioration des caractéristiques mécaniques et technologiques

- l'atténuation de la sensibilité à l'épaisseur en ce qui concerne la structure et les caractéristiques.

- fournir des germes à la formation du graphite :

Du point de vue métallurgique l'effet inoculant s'explique par l'augmentation du nombre de germes pour la précipitation du graphite dans la fonte liquide. La surfusion devient minimale et par le dégagement de la chaleur de cristallisation, la température de recalescence est très rapidement atteinte.Les lamelles de graphite ainsi obtenu sont du type A.

Des quantités contrôlées d'inoculants, de l'ordre de quelques dixièmes de %, sont couramment ajoutées à la fonte liquide afin de réduire au minimum la formation des carbures de fer primaires et de produire le type de graphite souhaité.

A l'inverse, certains éléments accentuent la surfusion. On peut les ajouter en quantités mineures, afin de supprimer la formation du graphite et de contraindre le métal à se solidifier avec une structure blanche.

Le phénomène d'inoculation se distingue par :

1- variation de la surchauffe.

2- variation de l'action inoculant en fonction du temps.

3- l'action des éléments ajoutés comme inoculants est beaucoup plus fort que celle des éléments d'alliage.

Exemple : le Si introduit comme inoculant agit 3 à 5 fois plus que lorsque il est introduit comme élément d'alliage.

Les éléments inoculants peuvent avoir une action suivante :

a) graphitisant

b) antigraphitisant

c) variation de la forme du graphite

L'introduction de silicium comme exemple, à la fonte liquide, avant coulée de celle-ci, est dite inoculation, la fonte à la quelle a été ajoutée le silicium est dite fonte inoculée, les produits qui permettent de réaliser l'inoculation sont dits : inoculants.

Par ailleurs, on constate que l'addition de Si à la fonte liquide, juste avant la coulée, a pour effet de produire un affinage du grain, d'augmenter le nombre de paillettes de graphite, de diminuer la grosseur de celles-ci, et d'atténuer la sensibilité à l'épaisseur.[4]

I.1.4.1Principaux inoculants utilisés

I.1.4.1.1 - inoculants graphitisants :

- Fe Si (75%Si ; 1,4%Al ; 0,7%Ca).

Pour les fontes GS le Fe Si est dépourvu de l'Al et le Ca, donc Fe Si (75%Si).

- SiCa (65%Si ; 0,35%Ca).

- alliage complexe (60 à 65%Si) ; (9 à 12% Mn) ; (1,5 à 2%Ca) ; (1 à 1,5%Al).

But de l'inoculation graphitisante :

- augmente le degré de graphitisation.

- diminution des grains eutectiques.

- affinage du graphite.

- apparition de support de germination hétérogène (les oxydes CaO, Al_2O_3, SiO_2, nitrures, sulfures,……

Temps d'action : une inoculation n'est efficace que si elle est effectuée peu de temps avant la coulée. Son influence diminue graduellement et disparaît au bout de 20 à 30 minutes. C'est pourquoi on inocule au dernier moment, c'est-à-dire en poche de coulée.

Quantité d'inoculant : suivant l'efficacité de l'inoculant, le temps de maintien en poche, la quantité nécessaire d'inoculant est variable.[5]

Exemple :

- 0,2% à 0,1% de Fe Si à 75%.
- Fe- Si-Ba lorsqu'on souhaite l'action ferritisante du baryum.

I.1.5 Estimation de la structure des fontes d'après le diagramme Fer – carbone :

I.1.5.1 Carbone équivalent C_{eq} :

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

$$\mathbf{C_{eq} = C_T + 1/3\ (Si + P)}$$

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

Exemple :

Soit une fonte de composition chimique suivante :

% C = 3,3% % Si = 2% % P = 0,7%

A un carbone équivalent donné par la formule :**C_{eq} = 4,2%.**

Cela veut dire que la fonte considérée présente à froid, une structure identique, à celle qu'aurait une fonte théorique refroidie dans les mêmes conditions, et dont la teneur en carbone serait de 4,2%.

Une fonte normale est dite :

- hypo eutectique si son **C_{eq}** < 4,3

- eutectique si son **C_{eq}** = 4,3

- hyper eutectique si son **C_{eq}** > 4,3

Carbone Total **:** que l'on écrit C_T est le % de C que, dans une fonte, révèle l'analyse chimique.

Une augmentation de la **CE** accru la proportion en volume du graphite, bien que la résistance diminue **(figure12)**, d'autres caractéristiques sont simultanément améliorées, comme par exemple l'usinabilité, la coulabilité, la conductibilité calorifique, la capacité d'amortissements des vibrations et la résistance à l'usure.[4]

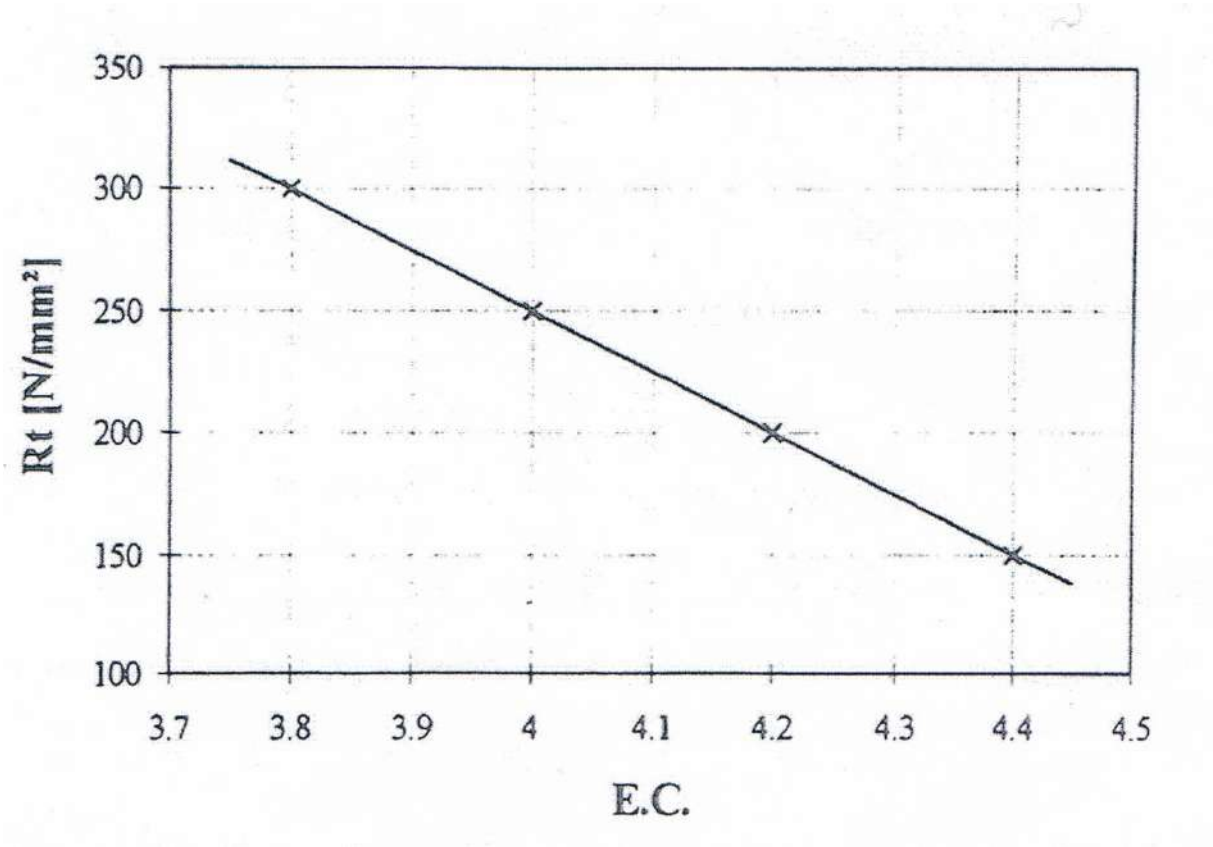


Figure 12 : Relation entre l'E.C et la résistance à la traction des fontes lamellaire

I.1.5.2 Indice de Saturation en Carbone S_C:

Pour estimer la proche des points eutectiques des fontes à obtenir, on utilise le degré d'eutecticité (ou indice de saturation en carbone eutectique)

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

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

Pour les deux états (stables et métastables) dont :

C_t : teneur du carbone de la fonte donnée.

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

$C_{C(C')}$: teneur du carbone au point eutectique du diagramme d'équilibre.

Une fonte normale est dite :

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

Pour une fonte réelle, il faut tenir compte du déplacement des différents points du diagramme (les points critique **C, E, S**).

Sous l'influence des éléments chimiques constituants, des expériences ont montré que les points E et C peuvent varier suivant les relations suivantes :

Etat stable :

$$C_{E'} = 2{,}11 - 0{,}15\,Si - 0{,}3\,P$$

$$C_{C'} = 4{,}26 - 0{,}3\,(Si + P)$$

} Fonte grise

Etat métastable :

$$C_E = 2{,}14 - 0{,}3\,(Si + P)$$

$$C_C = 4{,}3 - 0{,}3\,(Si + P)$$

} Fonte blanche

Fonte grise = % C varie de 2,4 à 3,8%.

% Si varie de 1,2 à 3,5%.

Fonte blanche = % C varie de 2,9 à 3,2%.

% Si varie de 1 à 1,5%.

- Si les deux éléments Si et C sont importants, on a une cristallisation de fonte grise.

- Si les deux éléments Si et C sont faibles, on a une cristallisation de fonte blanche**.**

- Si on a C important et Si faible on a une cristallisation de la fonte blanche, l'inverse on a une fonte grise. [4]

I.1.6 Classification des fontes à graphite lamellaire :

Les différents types de fonte à graphite lamellaire sont classés d'après la valeur de leur résistance à la traction déterminée à partir d'un essai de traction sur éprouvettes standardisées usinée dans des barreaux, bruts de colée0, de 30 mm de diamètre. [5]

Le tableau 4 montre comment les classe de la fonte à graphite lamellaire sont définies par la norme belge NBN 830-01.

Tableau 4 : Classification de la fonte à graphite lamellaire.

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

I.2 Propriétés des fontes à graphite lamellaire :

I.2.1 Caractéristiques mécaniques fondamentales :

Nous appellerons caractéristique mécanique fondamentales celle qui, étant aisément mesurables, ont fait l'objet d'études nombreuses et approfondies, et à partir desquelles on peut se faire une bonne idée du comportement mécanique générale de la fonte ; ce sont :

-la résistance à la traction, base de la normalisation des qualités de fontes grises non alliées ;

-la dureté ;

-le module d'élasticité.

I.2.1.1 Résistance à la traction :

Depuis l'application aux fontes de la métallographie, les caractéristiques mécanique 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 et on ne le mesure pas en pratique (il est généralement inférieur à 1%).

d'après la résistance à la traction minimale garantie mesurée dans un barreau coulé séparément de 30mm de diamètre ;la résistance à la traction (minimale) probable dans les pièces est indiquée sans garantie en relation avec l'épaisseur, suivant un tableau permettant de guider le choix de l'utilisateur **(tableau 5)**. C'est la méthode de base.[6]

Tableau 5 : Classification d'après essai sur barreau coulé à part.

	Valeurs garanties	Valeurs à titre indicatif		
	Résistance minimale à la traction Rm	Epaisseur de la pièce (mm)		Résistance à la traction probable sur pièce Rm (MPa)
Nuances	MPa	Plus de	Jusqu'à	
FGL150	150	2.5	10	150
		10	20	130
		20	40	120
FGL 200	200	2.5	10	205
		10	20	180
		20	40	165
FGL 250	250	5	10	250
		10	20	225
		20	40	205
FGL 300	300	10	20	270
		20	40	245
FGL 350	350	10	20	315
		20	40	285
FGL 400	400	10	10	355
		20	20	315

I.2.1.2 Dureté :

Sauf éventuellement dans les régions trempée superficiellement dureté des fontes grises est mesurée suivant la norme NF A 03-201 essai de dureté brinell pour la fonte grise (aout 1967). Le symbole normalisé est HB (suivi éventuellement de trois nombre rappellent condition particulière de l'assai). La norme précise que la charge doit être maintenue pendant 15s ±1s et que la distance du centre d'une empreinte au bord de la pièce a essayer doit être au moins égale à 2.5 fois le diamètre de l'empreinte ; les centres de deux empreintes doivent être espacés d'au moins 4 fois leur diamètre .

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

- font blanches : 400 à 500 HB suivant la teneur en carbone.
- font grises perlitiques : 170 à 270 HB suivant la finesse de la perlite.
- font grises ferritiques : 100 à 150 HB.
- font grises martensitique : 400 à 500 HB.
- font grises bainitique : 300 à 400 HB.

La dureté globale de la fonte dépend évidemment avant tout de la matrice dont la dureté propre varie dans des proportions considérables, même dans le cas de fontes non alliées à l'état brut de coulée :

- dureté de la ferrite : 90 à 150 HB dans les fontes non alliées
- dureté la perlite : 200 à 300 HB suivant sa finesse.

Mais on ne peut pas considérer la dureté d'une fonte comme complètement indépendante du graphite celui-ci agissant par sa quantité et par ses dimensions **(Tableau 6** et **7** relatifs à des fontes à graphite lamellaire ferritiques).

Tableau 6 : Dureté d'échantillons de fonte à graphite lamellaire rendus ferritiques par traitement thermique.

Carbone %	Silicium %	Dureté Brinell
3.74	1.77	107
3.64	2.85	112
3.43	2.18	128
3.33	1.74	134
3.33	1.77	137
3.21	2.51	145
3.05	2.50	143

Cette influence du graphite sur la dureté se traduit par une corrélation entre la dureté d'un échantillon de fonte à graphite lamellaire à l'état brut de coulée et celle du même échantillon rendu ferritique par traitement thermique :

par exemple, lorsqu' une variation de la vitesse de refroidissement (agissant à la fois sur le graphite et la matrice) provoque à l'état brut de coulée dans une fonte à graphite lamellaire une variation de 100 HB, les mêmes échantillons, après avoir été ferritisés par traitement thermique, présentent encore une différence de dureté de 40 à 60 HB, bien que leurs matrice soient devenues identiques **(Tableau 7).**

Enfin dans les fontes grises (recuites ou non) la teneur en phosphore (déterminant la quantité d'eutectique phosphoreux présent dans la même matrice, principalement aux joint des cellules eutectique) exerce une fluence importante sur la dureté (on compte globalement une augmentation de 3 unités Brinell par 0.10 % de phosphore).

De même, les carbures libres accidentellement formés dans la structure (mauvais adaptation à l'épaisseur, présence de chrome etc.) peuvent augmenter considérablement la dureté et de manière hétérogène.

Tableau 7 : Dureté brinell d'échantillons, à l'état brut de coulée et traités (férritiques), en fonction du diamètre des barreaux coulés.

Dureté Brinell							
Structure	**Diamètre du barreau** (mm)	Nuance I (1)		Nuance II (1)		Nuance III (1)	
		Brut de coulée	Matrice ferri	Brut de coulée	Matrice ferritique	Brut de coulée	Matrice ferritique
Graphite	90	177	99	193	109	145	129
très grossier	50	197	102	211	121	159	131
↓	32	212	107	229	131	175	152
	22	223	111	241	131	197	161
Graphite	15	246	129	257	145	218	171
Fin	10	288	133	285	152	256	188

(1) composition chimique (en %) des divers échantillons :

	C	Si	Mn	S	P
Nuance I……..:	3.10	2.79	0.67	0.08	0.18
Nuance II……:	3.04	2.88	0.73	0.05	0.98
Nuance III.....:	3.33	2.86	0.76	0.08	0.18

I.2.2 Caractéristique dynamiques :

Nous étudierons dans ce chapitre les caractéristiques de résistance aux efforts qui varient rapidement.

I.2.2.1 Résistance aux chocs :

Les lamelles de graphites suffisent à créer dans la matrice des fontes grises un effet d'entaille, c'est pourquoi la norme NF A 03-202 définit un essai du type Charpy sur éprouvettes non entaillées.

L'ensemble des fontes normalisées, la résistance au choc augmente lorsque la résistance à la traction croit de 150 à 400 MPa, si l'on met à part, bien entendu les fontes ferritisées par recuit, de tenue au choc relativement supérieure **(Tableau 8)**.[6]

Tableau 8 : Résistance au choc K selon la norme NF A 03-202 de trois fontes grises à graphite lamellaire.

Qualité	Composition (%)					R_m	K
	C	Si	Mn	S	P	(MPa)	(J)
FGL 150	3.58	2.39	0.57	0.04	0.10	174	14.6
FGL 250	3.24	2.07	0.60	0.10	0.30	263	17.2
FGL 400	2.73	1.71	0.30	0.09	0.10	398	32.6

I.3 Propriétés mécanique d'utilisation :

I.3.1Facteurs métallurgiques sur l'usinabilité des fontes :

La dureté n'est pas un critère acceptable d'usinabilité que si l'on comparé des fontes d'une même famille exemptes d'anomalies structurales et sous réserve d'exception. En réalité, c'est la structure qui est le facteur primordial de l'usinabilité.

La figure 13 représente de façon sommaire l'influence très important de la proportion de ferrite et de perlite dans la matrice l'eutectique phosphoreux (steadite),surtout sous la forme pseudo-binaire qu'il prend dans les fontes exemptes d'éléments fortement carburigénes ,n'est pas incompatible avec une bonne usinabilité .

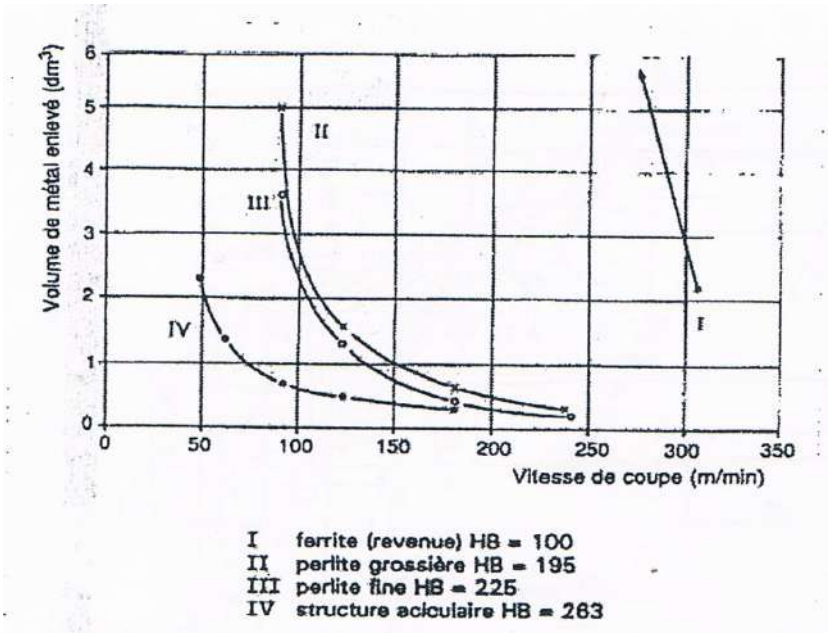


Figure 13 : Volume de métal enlevé jusqu'à usure de l'outil, en fonction de la vitesse de coupe lors du tournage de fontes à graphite lamellaire de différente structure.

Si les carbures libres apparaissent accidentellement dans les fontes grises (points durs), ils sont très nuisibles à l'usinabilité. Ainsi ,une fontes expérimentale (au bore)contenant 25 à 30% de carbure a une usinabilité très inferieur ($D_{0.20}$ = 7.25mm) à celle d'une fontes d'une fontes grise allier de Ni-Mo et de même dureté (HB=260)cependant il ne faut pas attribue a Prior toute difficulté d'usinage à la présence de carbures :la rencontre de porosité ,d'inclusion de sable ou de laitier ,ou bien le travail dans une couche superficielle décarburée peuvent amener l'usure rapide de l'outille et même l'ébrécher. L'interprétation exige en général un examen micrographique que des mesures de dureté ne sauraient remplacer. On rappelle que des traitements thermiques peuvent souvent corriger ou améliorer l'usinabilité des fontes.

I.3.2 Structure :

C'est le graphite qui donne à la fonte ses avantages.

Dans le cas frottement sans lubrification, le graphite qui est auto-lubrifiant diminue les risques de grippage :c'est pourquoi on ne peut pas réellement parler de frottement à sec pour les fontes

Pendant l'usinage de la pièce ,l'outil peut arracher des lamelles de graphite ,ce qui fait place à un réseau d'alvéoles dans lequel le lubrifiant est retenu (maintien du film d'huile) ;certes il peut en résulter un inconvénients, car des lacunes retiennent aussi les liquides corrosifs .les dimensions optimales de ces lacunes semblent être 0.1 à 0.6mm.

La répartition du graphite a aussi son importance ;on peut agir favorablement sur la répartition du graphite par l'usage de refroidisseurs qui resserrent le grain ,mais cette pratique est finalement à déconseiller car , du moins sous l'influence du refroidisseur en font surface trempée et il est difficile de prévoir avec précision quelle est la surépaisseur d' usinage optimale qui permettra d'éviter cette zone .

La structure des fontes grises dépend notamment de la vitesse de refroidissement au passage du point critique et des teneurs en silicium et en carbone .Ordinairement ,la matrice est ferritique ou perlitique, ou se présent comme un agrégat de ces deux structures .

La structure perlitique fine est généralement la plus favorable ; la structure ferritique associée au graphite de surfusion est souvent néfaste comme nous venons de le voir ;un maximum de 3 à 5% de ferrite est toléré pour certains emplois en présence d'un réseau d'eutectique phosphoreux pour des pièces qui travaillent sous faible charge (par exemple :corps de compresseur moulés en coquille ou segments de pistons),une matrice entièrement ferritique donne des résultats satisfaisants.

La présence d'eutectique phosphoreux qui forme un réseau dur diminue l'usure dans de nombreux cas de frottement à sec ou lubrifié.[6]

Chapitre II

II.1 : Introduction à la traitement thermique :

Le domaine d'utilisation des fontes, aussi bien alliées que non alliées, peut être considérablement étendu par un traitement thermique.

Car il est ainsi entre autre possible de modifier dans de larges limites la quantité de carbone combiné et par conséquent la structure, de sorte que l'on peut conférer à chaque pièce les caractéristiques optimales pour son cas particulier d'utilisation. L'objectif d'un traitement thermique peut être par exemple :

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

On distingue fondamentalement quatre types de traitement thermique :

a) le traitement de stabilisation : chauffage pour diminuer les tensions internes de la pièce ;

b) le recuit d'adoucissement : chauffage pour diminuer la dureté ou pour améliorer la résilience ;

c) trempe et revenu : montée en température et maintien au-dessus de la

Température critique, la plupart du temps entre 860 et 950 ° C _ recuit d'austénitisation _ suivi d'un refroidissement rapide à la température Ambiante, ce qui augmente la dureté et la résistance ; on peut Ensuite effectuer un revenu pour améliorer la résilience ;

d) la trempe bainitique : recuit d'austénitisation suivi d'une trempe dans le domaine bainitique et maintien à cette température.

Les principes pour chaque traitement thermique d'une fonte résultent du diagramme d'équilibre fer - carbone. Celui que représente **la Figure 14** n'est certes valable que pour le système binaire pur fer - carbone, car les températures et concentrations indiquées varient sous l'influence du silicium et d'autres éléments d'alliage ou d'accompagnement ; les principes discutés dans ce qui suit n'en sont cependant pas influencés de façon notable.

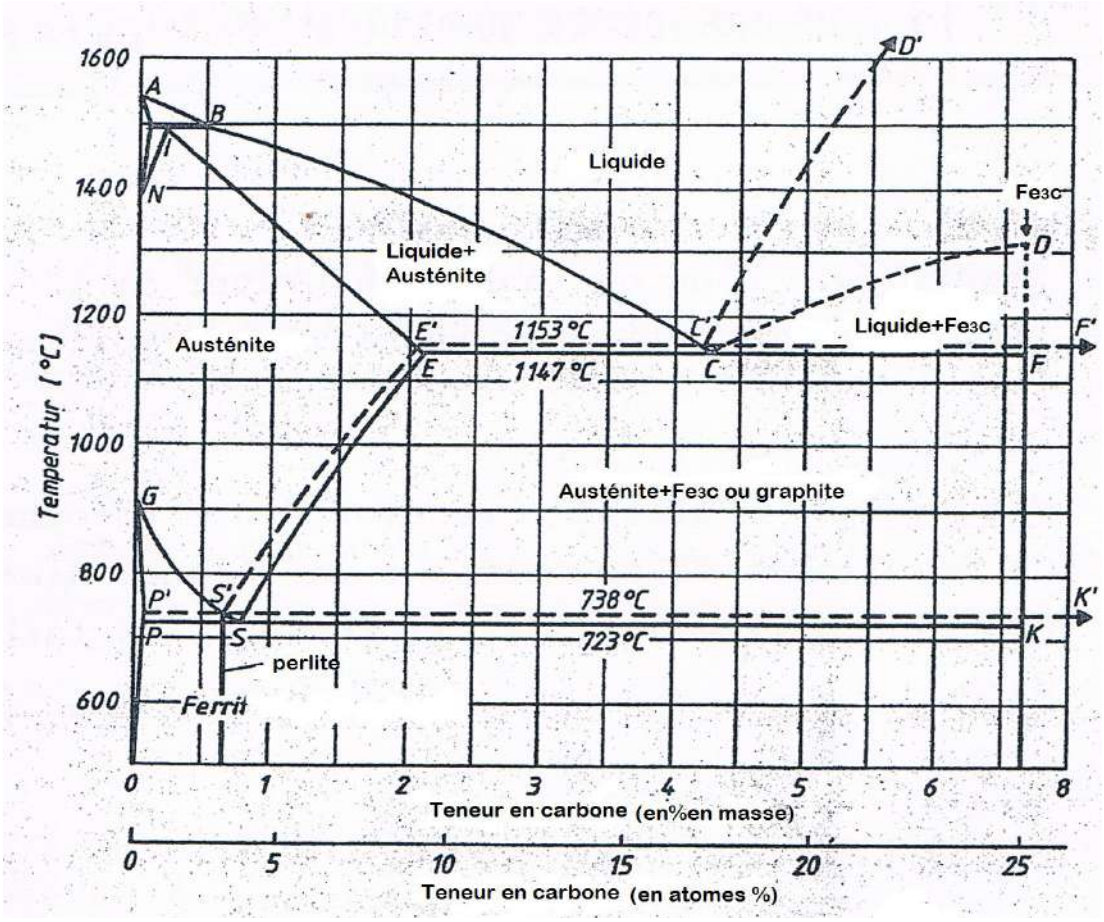


Figure 14 : diagramme d'équilibre fer-carbone.[7]

Les deux formes de cristal techniquement importantes du fer ont une structure différente du réseau cristallin : le fer α , appelé ferrite, est cubique centré ; le fer γ , appelé austénite, est cubique à faces centrées et possède une pouvoir de dissolution pour le carbone plus élevé que le fer α .a côté des deux formes différentes sous lesquelles se présente le carbone dans la structure (cristallin comme graphite ou chimiquement combiné comme carbure de fer ou cémentite) cela constitue la condition pour pouvoir influer dans un but bien déterminé par un traitement thermique sur les caractéristiques mécaniques du matériau ou de la pièce .

La Figure 15 donne une vue d'ensemble sur l'évolution de la température en fonction du temps pour les types de traitement thermique mentionnés plus haut. On voit par ce diagramme que le traitement thermique de la fonte est très analogue à celui de l'acier. Toute fois, la fonte peut de plus être graphitisée, le carboné étant précipité sous forme de graphite par un programme approprié de température pendant le recuit.

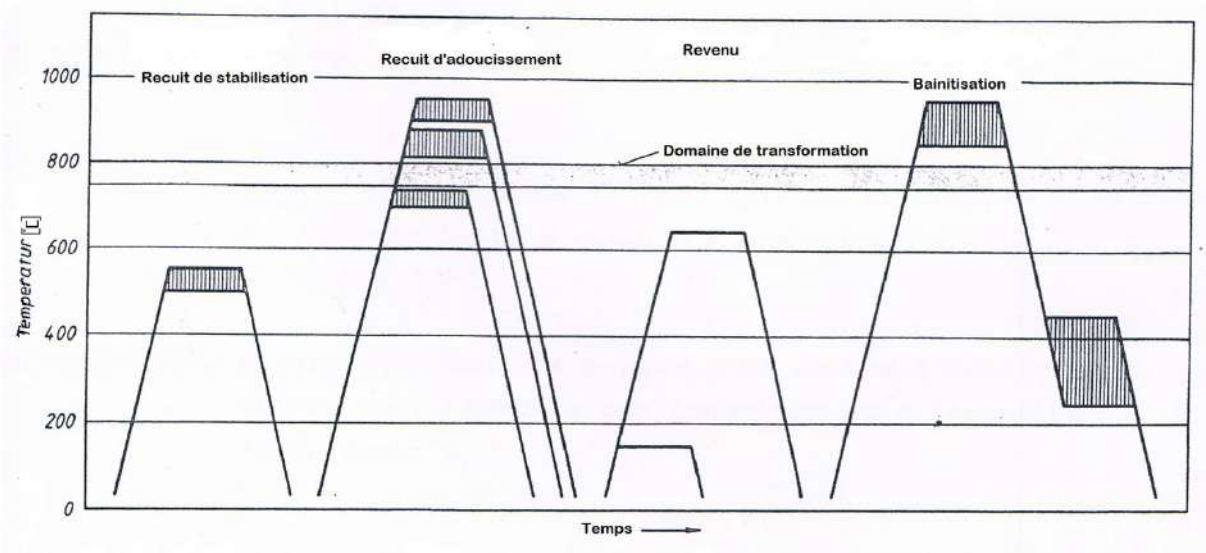


Figure 15 : Représentations schématiques des principaux procédés de traitement thermique des fontes.[7]

Du fait de la présence d'éléments d'alliage dans les fontes, l'effet d'un traitement thermique est la plupart du temps augmenté. C'est pourquoi, en présence d'éléments d'alliage, ce traitement thermique est généralement plus facile à effectuer, bien que le domaine de température nécessaire pour un certain traitement thermique soit plus élevé que pour une fonte non alliée. En outre, la trempabilité des fontes est en général augmentée par l'addition d'éléments d'alliage.

L'influence du silicium, en tant qu'important élément d'alliage ou d'accompagnement, sur la température eutectoide, est mis en évidence par **la Figure 16**, cette température est celle où l'austénite se transforme en perlite ou en ferrite et graphite (ligne PSK de **la Figure 14),** du fait de son importance, cette température est aussi appelée «température critique ". Comme on le voit sur la figure, lorsque la teneur en silicium augment, il se forme un intervalle de température avec température critique supérieure et inferieure, et l'ensemble se décale vers des températures plus élevées ; en outre, le point eutectoide S de **la Figure 14** (environ 0.8% C en masse), se décale vers des teneurs en carbone plus faible**.[7]**

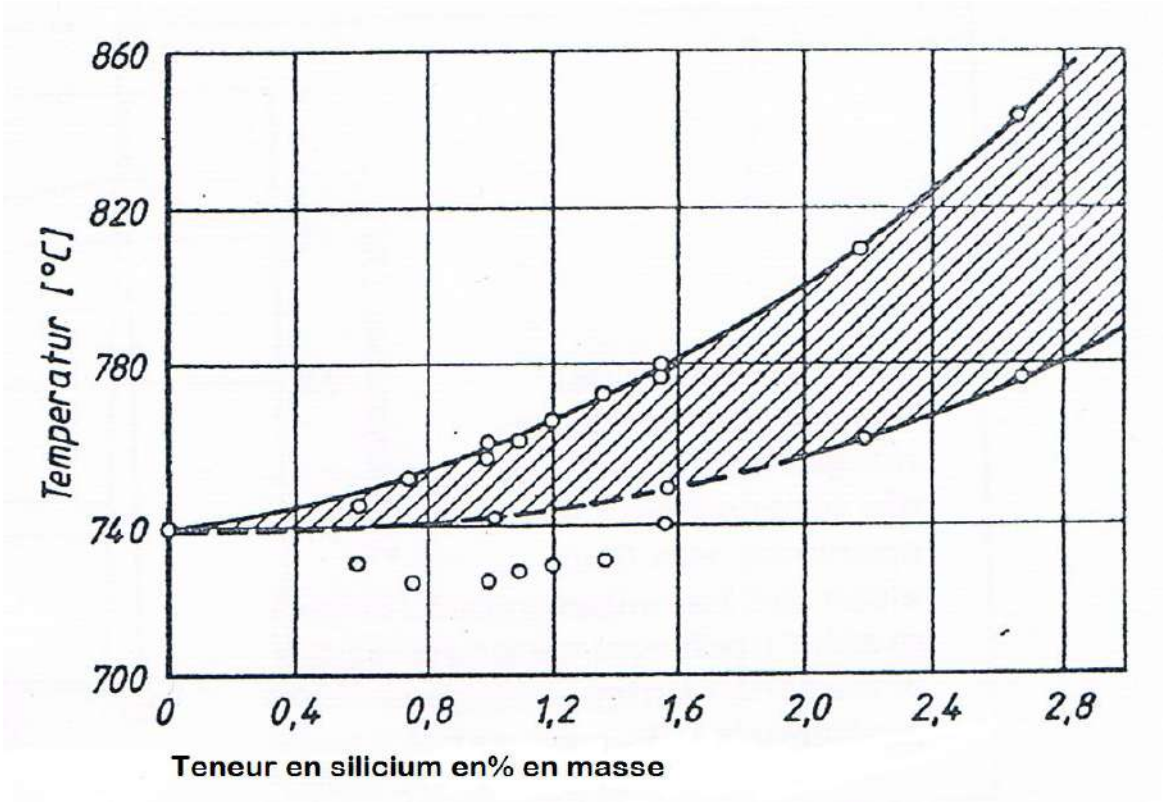


Figure 16 : influence de silicium sur la température eutectoide (dite température critique) avec formation d'un intervalle de température.[8]

Pour quelques traitements thermiques, la connaissance précise de la température critique (appelée de façon abrégée Ac_1) est importante. Pour une fonte non alliée, on la calcule de façon approchée par la formule suivante :[6]

AC_1=730+28.Si%-25.Mn%, en °C

II.2 Les Principaux Traitements Thermiques Appliqués Aux Fontes Grises :

II.2.1: Recuit de Stabilisation :

La production d'une pièce moulée sans tensions internes est pratiquement impossible par suite des circonstances de sa fabrication. Par rapport aux autres alliages fer-carbone de fonderie, les tensions internes sont minimales dans le cas de la fonte, car celle-ci n'a qu'un faible retrait pendant et après solidification par suite des ségrégations de graphite.

L'importance des tensions à l'intérieur d'une pièce moulée dépend de sa conception et de ses dimension, en particulier des différences d'épaisseur, de la technique coulée, de la température de coulée, de la composition chimique (et surtout de la teneur en graphite), ainsi que des caractéristiques mécaniques et physiques du métal.

Par ailleurs, des tensions peuvent être provoquées par un obstacle au retrait de la pièce. C'est ainsi par exemple que le métal le plus chaud continue à se refroidir à l'intérieur de la pièce et cherche à faire son retrait, alors que les zones périphériques ont déjà atteint des

températures si basses qu'elles ne se contractent pratiquement plus ; la tension de retrait qui se produit alors entre les zones périphériques et l'intérieur de la pièce, ne peut plus être compensée par déformation plastique, de sorte que les tensions doivent subsister dans la pièce de ce fait. En cas d'empêchement poussé ou total au retrait de la pièce, par exemple du fait d'un sable de moulage ou d'un sable à noyau trop serré ou trop résistant, il peut se produire des criques de tension ou tapures.

Pour diminuer les tensions de coulée, le traitement thermique est la méthode la plus sûre.

Le recuit de stabilisation s'effectue à des températures inférieures à la transformation austénitique (ligne PSK de la **figure14**) et il s'accompagne d'un lent refroidissement, comme le montre schématiquement **(Figure 15).**

Les facteurs principaux qui influent sur la stabilisation sont la température de recuit et le temps de maintien à cette température. Lorsque ces deux facteurs augmentent, le recuit de stabilisation augmente son efficacité. La température ne doit cependant pas atteindre des valeurs telles qu'un changement de structure (transformation de perlite en ferrite et graphite) s'amorce, car cela s'accompagnerait d'une diminution de la résistance.

L'influence de la température sur le pourcentage de détente est mis en évidence sur la **Figure 17**.on constate que la diminution des tensions n'est que de 20 à 30 % au-dessous de 400C°, mais qu'elle augmente par contre rapidement aux températures plus élevées pour atteindre environ 75 % à 500C°.

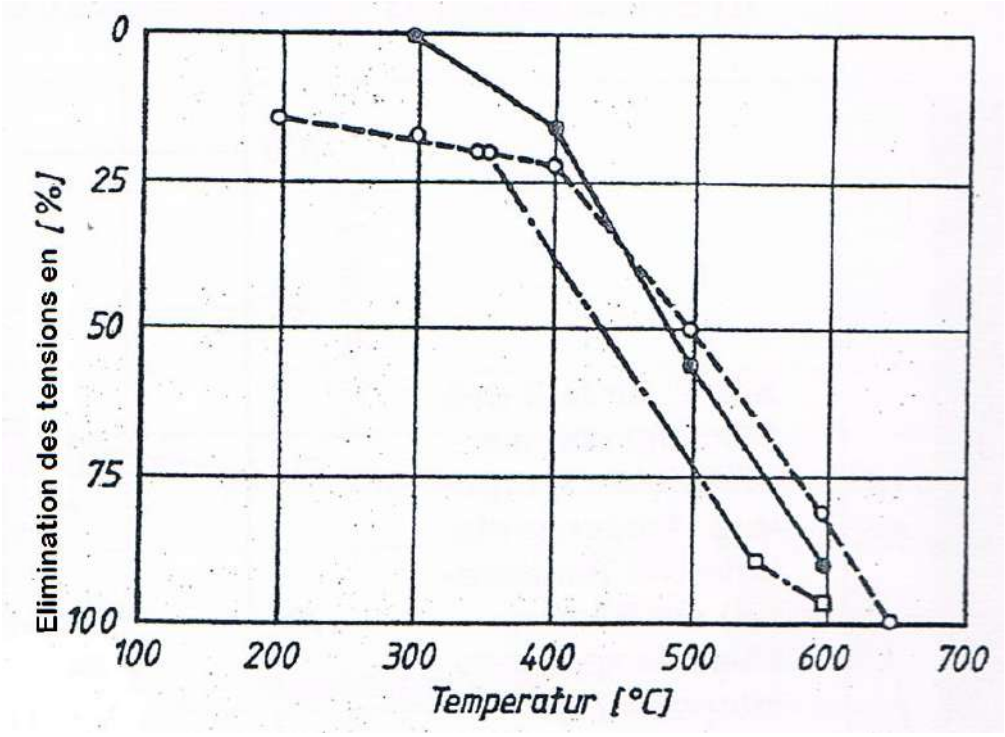


Figure 17 : influence de la température du recuit de stabilisation sur le pourcentage de détente de fonte a graphite lamellaire, d'après trois essais différents.[9]

Pour des fontes non alliées, la température du recuit de stabilisation se situe entre 500 et 550C°.

Les pièces en fonte ayant une structure martensitique, bainitique ou une structure après trempe et revenu, ne peuvent pas subir sans modification de structure un recuit véritablement de détente ou de stabilisation, car les températures de recuit nécessaire produiraient dans tout les cas un effet de revenu.

Le chauffage à la température de recuit devrait se faire lentement, surtout pour des pièces volumineuses et dans le cas de grandes différences d'épaisseur, afin de garantir une montée de température uniforme. On recommande des vitesses de chauffage de 10 à 25°C/h. pour des pièces de géométrie simple et d'épaisseur uniforme, la vitesse de montée en température peut être de 30 à 50 °C/h.

Les fontes fortement alliées doivent normalement être recuites entre 600 et 650C°. C'est ainsi par exemple que pour la fonte austénitique GGL-NiCuCr 15 6 2 (Ni-résiste 1), la diminution des tensions est d'après la **Figure18** d'environ 40% à 600C°, alors qu'elle atteint plus de 80 % 650C°.

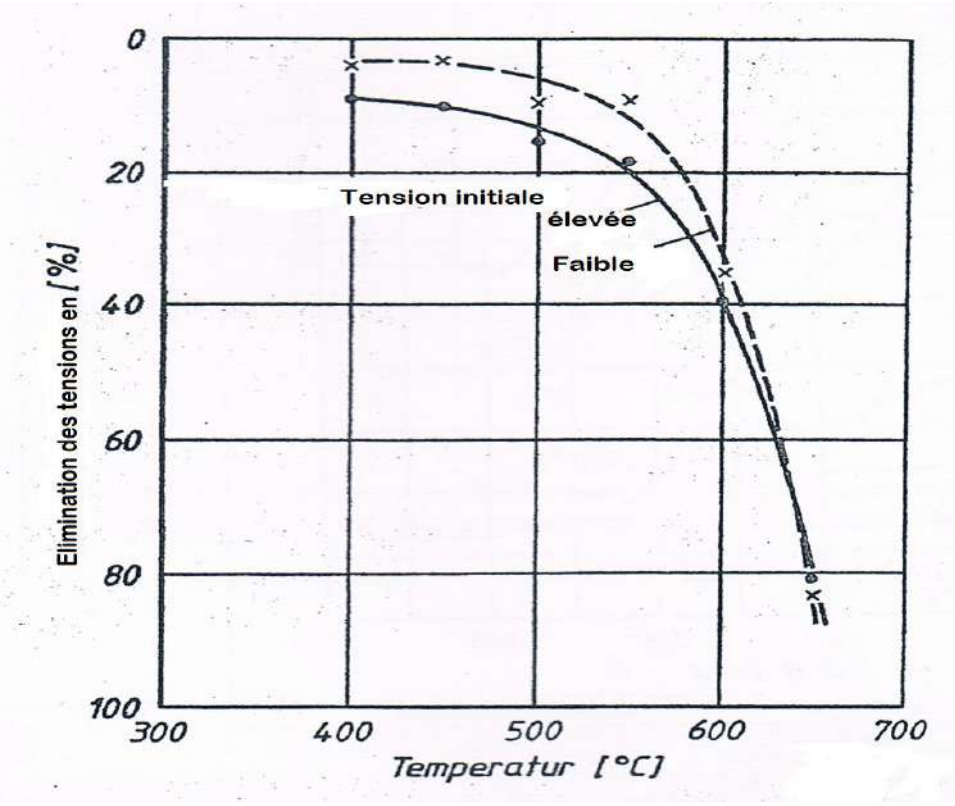


Figure 18 : influence de la température de recuit de stabilisation sur le pourcentage de détente de la fonte austénitique GGL-NiCuCr 15 6 2.[9]

Comme la diminution des tensions a lieu pour l'essentiel au cours de la première heure de recuit, il est plus économique d'appliquer des températures élevées et de courts temps de maintien. **La Figure19** donne un aperçu sur l'influence de la durée de recuit sur la diminution des tensions.

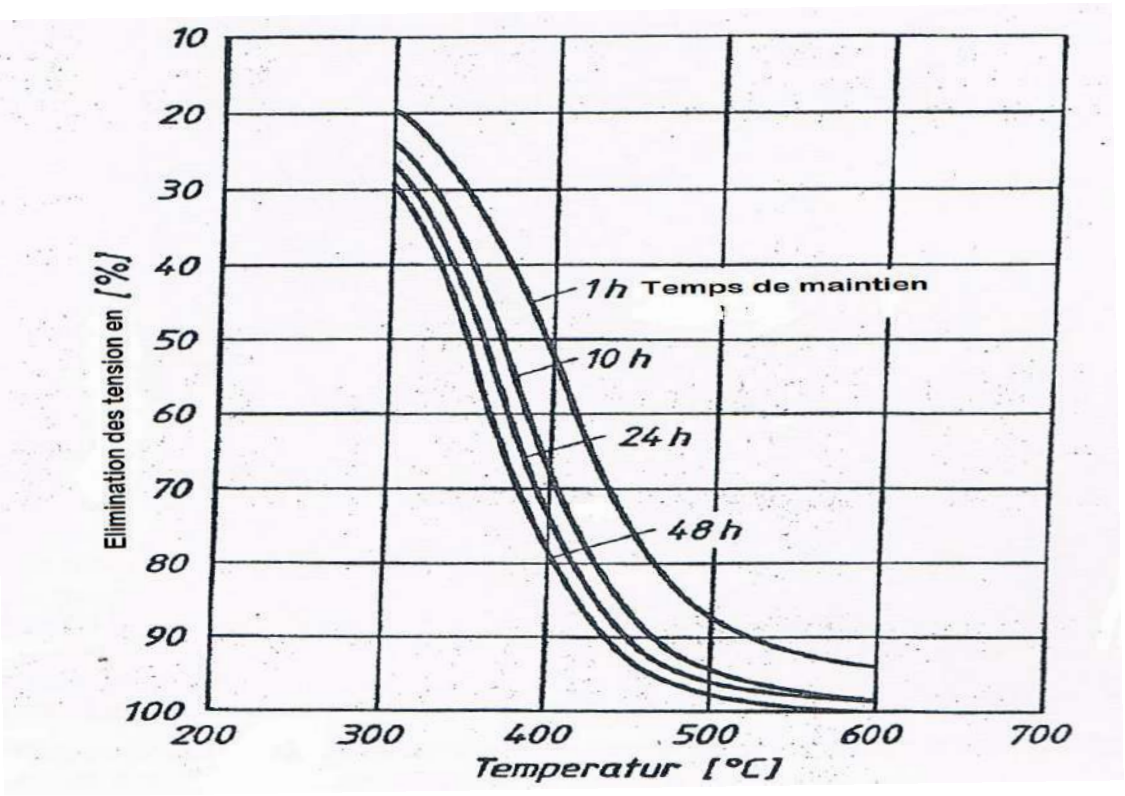


Figure 19 : influence de la durée d'un recuit de stabilisation sur l'élimination des tensions dans une fonte à graphite lamellaire non alliée.[9]

Le temps de maintien à la température de recuit est d'une heure par 25 mm d'épaisseur.

On prescrit fréquemment un "refroidissement dans le four", ce qui, avec les fours modernes de recuit bien isolés, signifie des vitesses de refroidissement très lentes ; dans ce cas, le refroidissement peut être accéléré par une insufflation d'air calculée en conséquence.[9]

II.2.2 Recuit d'adoucissement :

On entend par recuit d'adoucissement des fontes le chauffage d'une pièce à des températures qui, au cours d'une certaine durée de recuit, permettent une dissolution de la cémentite libre et de la cémentite de la perlite dans la ferrite et le graphite, afin d'obtenir un état le plus doux possible de la structure. Le but d'un tel traitement est l'amélioration de l'usinabilité. Le recuit d'adoucissement est également appelé recuit de ferritisation, ou graphitisation.

La transformation structurale en composantes ferrite et graphite très facilement usinables, ne peut être obtenue qu'avec la fonte et non avec les aciers courantes, dans lesquels la structure contient plus au moins de perlite ; en effet, la condition pour la formation de ferrite est la présence de carbone libre sous forme de graphite sur lequel le carbone chimiquement combiné dans la cémentite peut se cristalliser pendant le recuit d'adoucissement.

Un autre avantage de recuit d'adoucissement des fontes est que si le refroidissement est suffisamment lent (refroidissement dans le four), les tensions internes des pièces sont simultanément presque totalement éliminées.

On peut voir sur **la Figure15** que le recuit d'adoucissement peut s'effectuer à différentes température. Bien qu'avec des durées de recuit très longues une faible décomposition de la perlite a lieu dès 400°C, la vitesse de décomposition de la perlite n'augmente notablement qu'à partir de 620°C et atteint un maximum peu au-dessous de la température critique, laquelle est comprise entre 740 et 820°C pour la fonte non alliée et faiblement alliée **(Figure 20).** De récentes études montrent différents domaines de température pour la transformation austénitique pendant la montée en température, le refroidissement et le maintien isotherme, comme on peut le voir sur **(Figure21).**

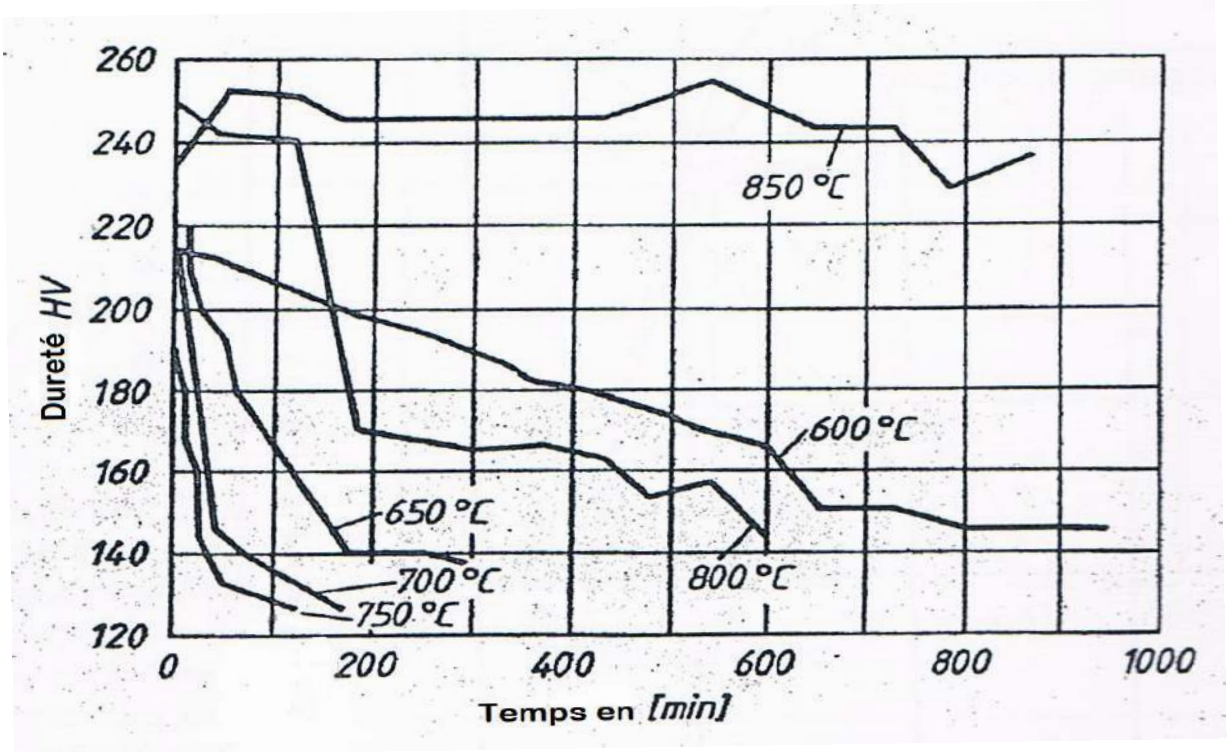


Figure 20 : influence de la température de recuit et du temps de maintien dans le recuit d'adoucissement de fonte à graphite lamellaire avec 3,38 % C, 1,93 % Si , 0,72 % Mn et 0,1 % P.[7]

La ferritisation de la matrice des fontes s'effectue par diffusion du carbone combiné dans la cémentite en direction du graphite. Avec la précipitation du carbone sous forme de graphite, il se produit, par suite de l'augmentation de volume qui en résulte, un gonflement de la fonte dépendant de sa composition chimique, de la température et du temps de recuit.

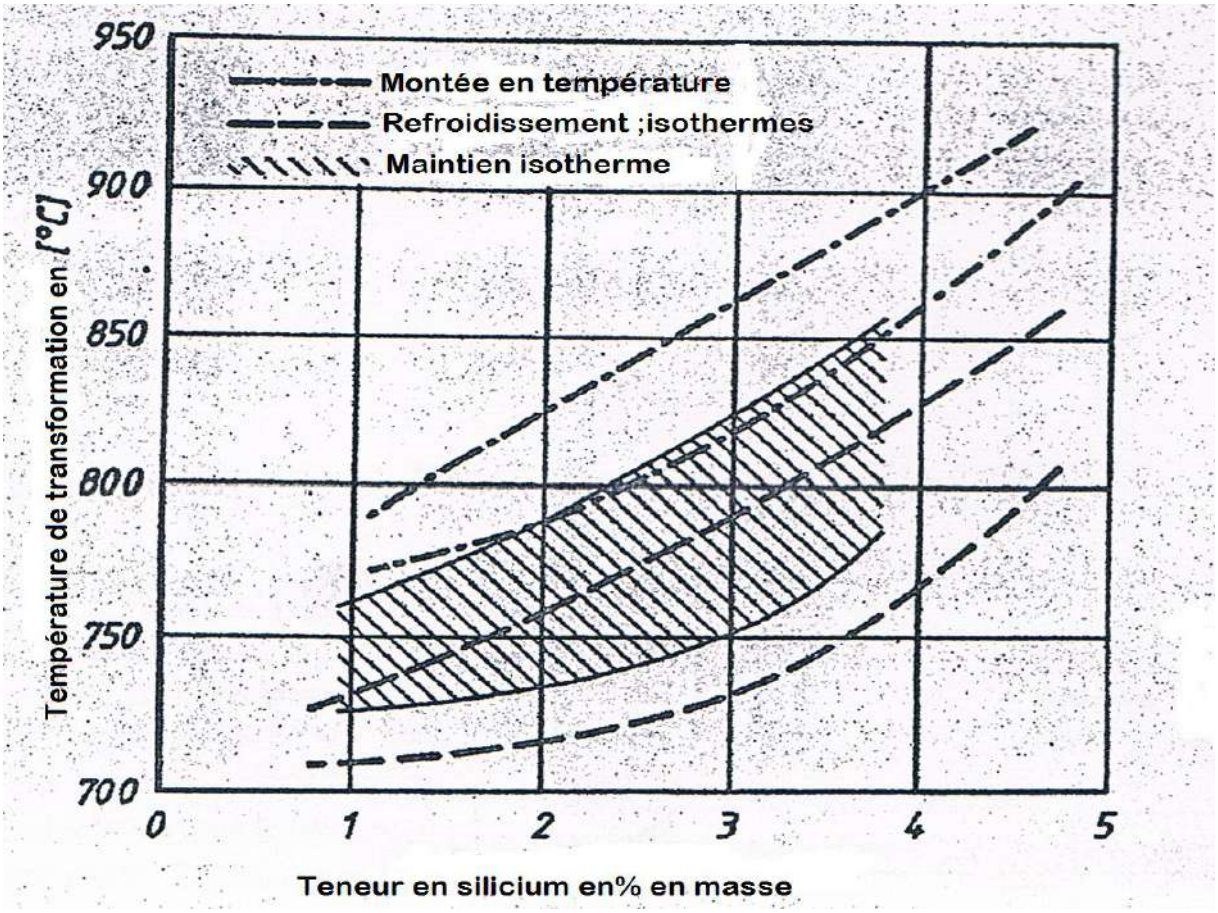


Figure21 : le domaine de température pour la transformation de l'austénite est différent au chauffage, au refroidissement et au maintien isotherme.

La Figures 22 et **la Figure 23** représentent le gonflement pour une fonte grise et une fonte à graphite sphéroïdale en fonction de la durée et de la température du recuit ; les deux fontes étaient perlitiques dans leur état initial.

La grande importante du choix correct de la température pour un recuit d'adoucissement économique dans ce domaine de température, est également perceptible sur les **Figures 22** et **23** car l'importance du gonflement est un indice de la transformation de la cémentite en ferrite et graphite. Comme déjà dit la vitesse de transformation est maximale un peu au-dessous de la température critique, alors que la "croissance nulle" à la température supérieure montre que même après un recuit de 12 heures à cette température, il ne s'est encore produit aucune décomposition de la cémentite.[7]

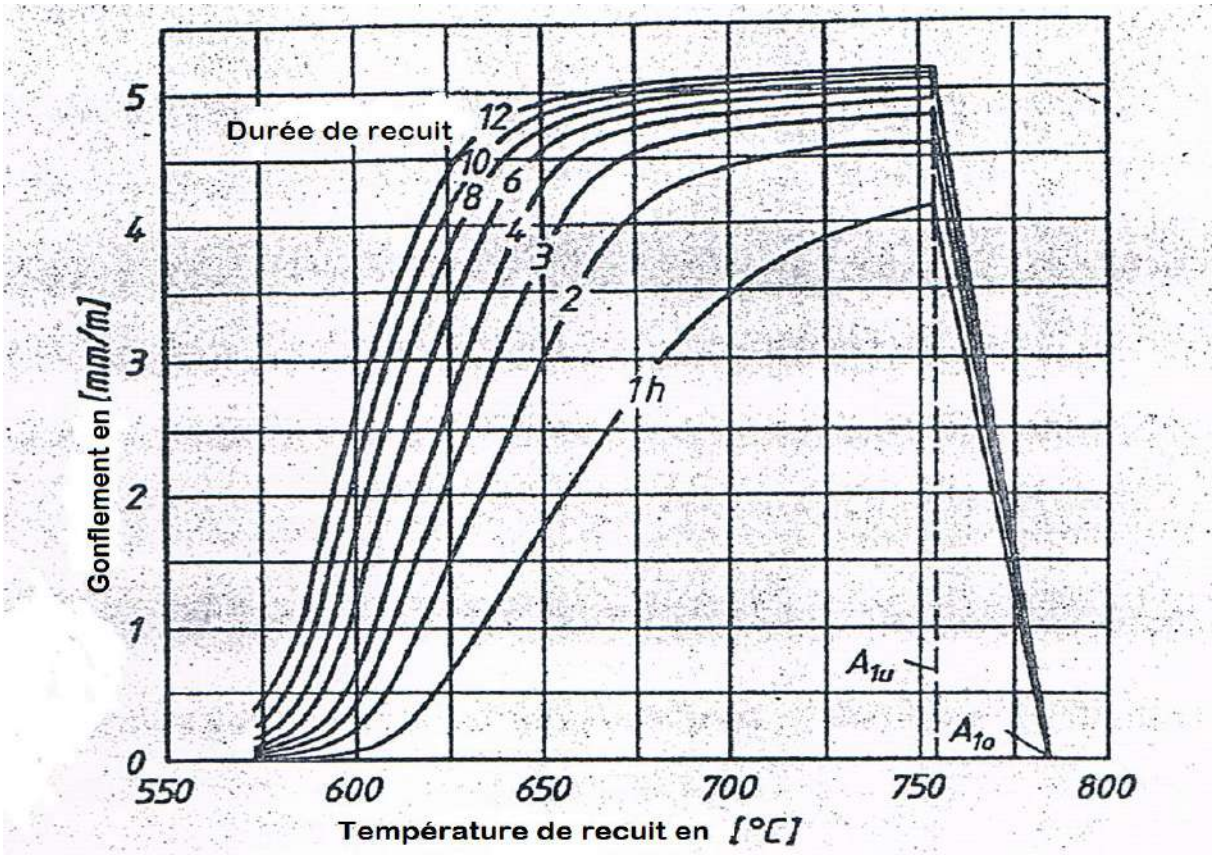


Figure 22 : gonflement de fonte GG-20 (3,5 %C, 1,7 % Si et 0,5 % Mn) en fonction de la température de recuit et de temps de maintien.[7]

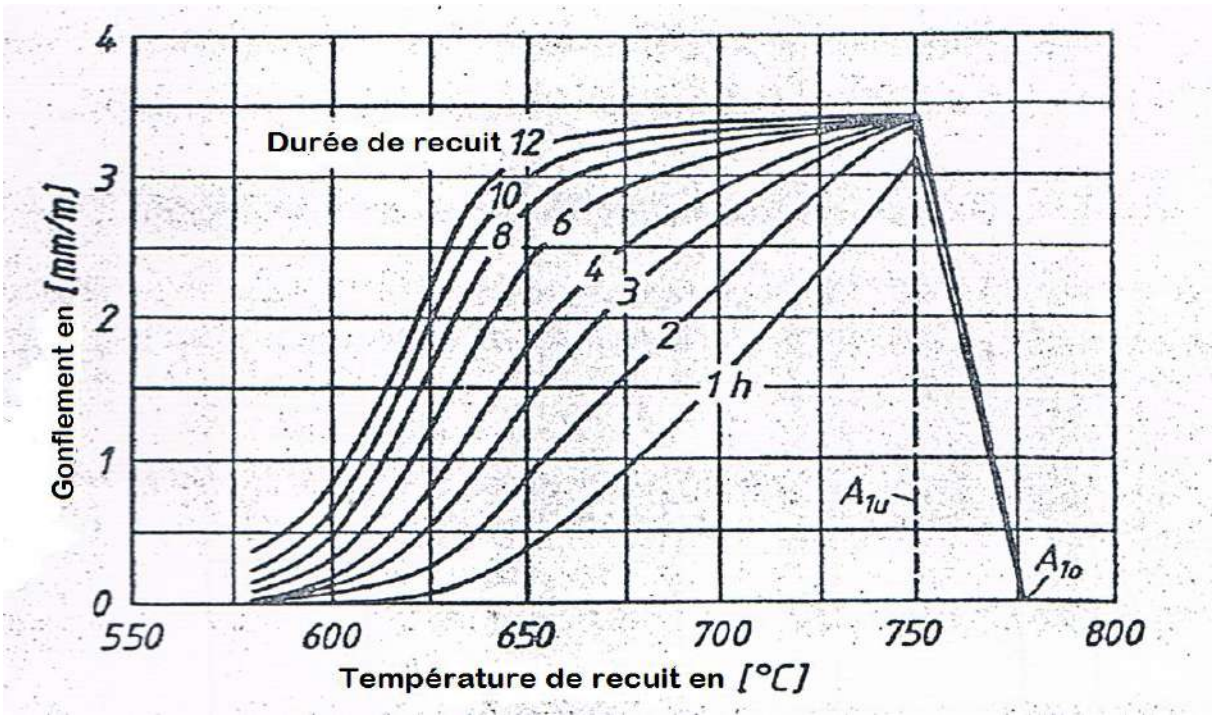


Figure 23 : Gonflement de fonte à graphite lamellaire ou sphéroïdal (3,6% C, 2,3% Si , 0,2 % Mn et 0,05 %Mg) en fonction de la température de recuit et de temps de maintien .[7]

II.2.2.1 Influence de la composition chimique sur la température critique :

L'importance du domaine de température critique dépend de la composition chimique et de la proportion en éléments d'alliage. L'influence du silicium est ici particulièrement grande : 1%de silicium élève la température critique d'environ 25°C voir figure 3 et favorise néanmoins très fortement la diffusion du carbone.

Les éléments d'alliage qui étendent le domaine austénitique, abaissent la température de transformation. C'est ainsi que la température de transformation est abaissée d'environ 10°C par 1% d'étain et d'environ 30°C par 1% de nickel. Des additions de chrome élèvent la température de transformation, alors que des additions de vanadium ne l'influencent pratiquement pas par suite de la formation de carbures de vanadium. Le molybdène agit de façon fortement inhibitrice sur la transformation austénitique, ce qui abaisse la température de transformation.

On pourrait alors supposer qu'en présence d'éléments d'alliage abaissant la température critique la température nécessaire pour le recuit d'adoucissement devrait également être plus basse. Cette conclusion n'est cependant pas exacte, car la vitesse de diffusion du carbone devient plus lente lorsque la température s'abaisse et que par conséquent une diminution de la température de recuit gêne la ferritisation.

Comme dans le recuit d'adoucissement la ségrégation de graphite est souhaitée et que dans se domaine de température il ne se produit généralement pas de nouvelle formation de germes de graphite dans la fonte grise, le carbone doit migrer jusqu'aux ségrégations de graphite les plus proches et s'y cristalliser. Toute influence facilitant ou accélérant ces deux processus favorise par conséquent la ferritisation et toute influence qui les gêne favorise la formation de perlite.

Les éléments d'alliage cuivre et étain se concentrent au voisinage ou même directement sur le graphite et gênent de ce fait la diffusion du carbone, ralentissant par conséquent la décomposition de la perlite dans le recuit d'adoucissement. Le nickel n'exerce pratiquement aucune n'influence sur la température de recuit ou sur la durée de maintien dans le recuit d'adoucissement.

La stabilisation de la cémentite dans la perlite est également modifiée par les éléments d'alliage. Par les éléments silicium et aluminium, qui se concentrent dans la ferrite et sont insoluble dans la cémentite, la stabilité de la cémentite est diminuée. La ferritisation au cours d'un traitement thermique est donc accélérée par le silicium et l'aluminium. Inversement, les éléments formateurs de carbures, qui se dissolvent dans la cémentite et stabilisent celle ci, c'est à dire le chrome, le manganèse, le vanadium et le molybdène, ainsi que le soufre aux teneuses élevées, ont l'effet contraire. Ces éléments ralentissent la décomposition de la cémentite ou même l'empêchent. Parmi les éléments cites, le chrome est le stabilisateur de carbone le plus énergique.

La Figure 24 montre la variation de dureté de fontes de mêmes compositions chimiques initiales sous l'influence de différents éléments d'alliage à des températures de recuit différentes. On voit que le chrome exerce l'influence la plus grande sur la stabilité de la structure ; le nickel est par contre presque sans effet sur la ferritisation.

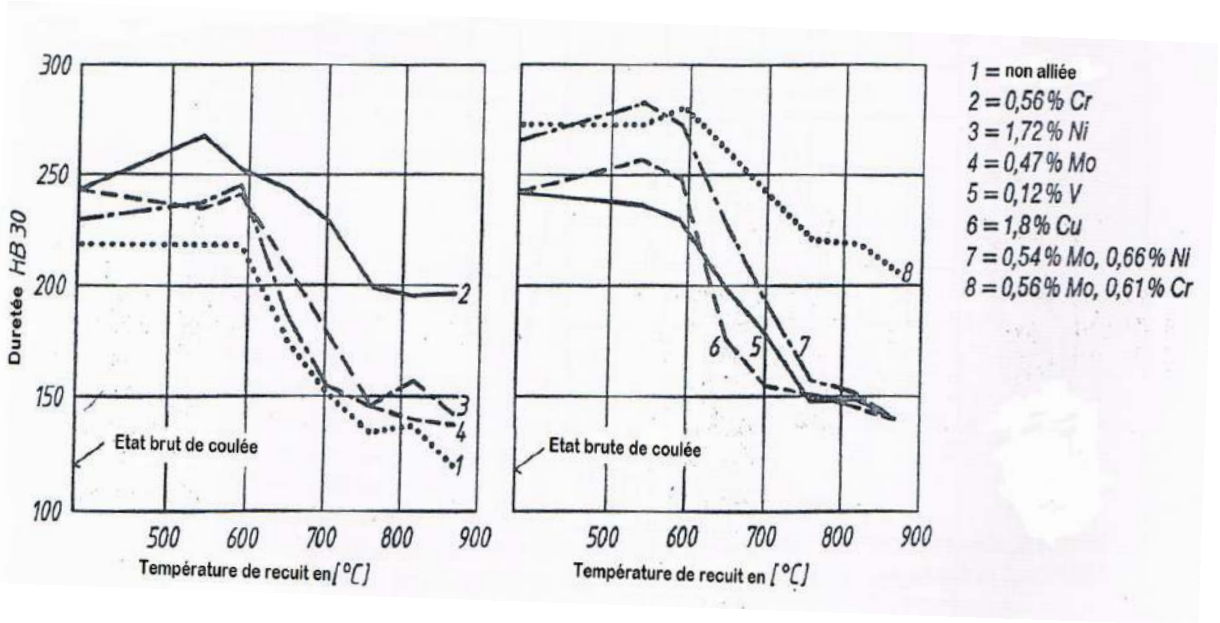


Figure 24 : effet du recuit d'adoucissement sur la dureté brinell de fonte non alliée à graphite lamellaire, pour un recuit d'une heure à différentes températures.[7]

En présence de carbure de chrome ou de vanadium dans la structure des fontes une décomposition partielle ou même totale des carbures ne peut être obtenu qu'à des températures de recuit très élevées et avec des durées très longes du recuit.

En fonction de la teneur en éléments stabilisateurs des carbures, la dureté Brinell après un recuit d'adoucissement diminue de 30 à 150 unités ; cela améliore de façon décisive l'usinabilité et diminue en conséquence la résistance à l'usure.

En fonction de la structure initiale ou de la composition chimique, le recuit d'adoucissement peut être réalisé dans trois domaines de température, appelés basse, moyenne et haute température, ainsi que cela est décrit ci-après.[7]

II.2.2.2 : Recuit d'adoucissement à basse température (au-dessous de Ac_1)

Pour la transformation partielle ou totale de la cémentite de la perlite en ferrite et graphite, les fontes non alliées n'ont généralement pas besoin d'être recuites au-dessus de la température Ac_1. Des températures de recuit plus élevées peuvent même être nuisibles, car le carbone commence alors à se dissoudre dans l'austénite, laquelle, si le refroidissement était suffisamment rapide, se transformerait en perlite (et par conséquent partiellement en cémentite). C'est la raison du niveau constant de la courbe 850°C (figure 19).

Dans la plupart des cas, une température de recuit de 700 à 760°C est suffisante pour obtenir une structure purement ferritique et par conséquent la meilleure usinabilité. Le temps de maintien est d'environ une heure par 25mm d'épaisseur. Pour des températures proches de Ac_1, le temps de maintien peut être réduit à 45 minutes par 25mm d'épaisseur.

Le refroidissement doit avoir lieu dans le four jusqu'à 300°C à une vitesse maximale de refroidissement de 50°C/h, afin qu'il n'apparaisse aucune tension nouvelle dans la pièce.

Avec ce traitement thermique au dessous de la température critique Ac_1, aucune cémentite libre ou autre carbures ne peuvent être dissous, car à ces températures ils sont encore stables.

II.2.2.2 : Recuit d'adoucissement à température moyenne (légèrement au dessus de Ac_1)

Le recuit dans le domaine de température de 790 à 900°C est utilisé normalement lorsque des températures plus basses ne suffisent plus en raison soit de teneur en silicium trop faibles, soit d'un pourcentage trop élève en éléments stabilisateurs des carbures. La plupart des fontes peuvent être recuites à ces températures moyennes. Le temps de maintien est d'une heure par 25mm d'épaisseur.

Lors du refroidissement, il faut tout particulièrement veiller à une faible vitesse de refroidissement (10 à 20°C/h) pendant la traversée du domaine de température critique entre 800 et 680°C, faut de quoi il peut se former de la perlite. Le refroidissement peut ensuit se poursuivre dans le four jusqu'à 300°C à une vitesse de 40 à 60°C/h.[9]

II.2.2.3 : Recuit d'adoucissement à haute température (nettement au-dessus de Ac_1)

Si la structure d'une fonte devant subir un recuit d'adoucissement comporte de la cémentite libre ou d'autres carbures, il faut respecter pour sa transformation une température minimale de 855°C.

Pour réduire le temps de maintien, on recuit la plupart du temps entre 900 et 955°C avec un temps de maintien de une à trois heures plus une heure par 25 mm d'épaisseur. Si la teneur en phosphore est supérieure à 0,3 %, une température de recuit de 955°C ne doit être dépassée en aucun cas pour empêcher la fusion de l'eutectique ternaire de phosphure. Même pour de faibles teneurs en phosphore, il est recommandé d'éviter les températures trop élevées car les pièces s'oxydent déjà fortement dans cette zone.

La vitesse de refroidissement dépend des conditions d'utilisation de la pièce. S'il s'agit seulement d'éliminer les points durs dans la structure (cémentite, carbures) en conservant la résistance à la traction et la dureté, on doit effectuer un refroidissement rapide depuis la température de recuit jusqu'à 550°C environ pour assurer la formation de perlite. Pour éviter les tensions internes, le refroidissement doit se poursuivre dans le four.

Pour obtenir une structure ferritique, le domaine de température de 800 à 680°C doit être traversé lentement (10 à 20°C /h). Jusqu'à 300°C, le refroidissement peut ensuite se faire dans le four à une vitesse de 40 à 50°C /h.[9]

II.2.3 : Recuit de perlitisation :

L'objectif du recuit de perlitisation est la formation d'une structure totalement ou partiellement perlitique, afin d'améliorer les caractéristiques résistantes ou d'uniformiser les caractéristique dans zones d'épaisseur différente. Le recuit de perlitisation, sur le modèle du traitement thermique correspondant pour l'acier moulé, est également fréquemment appelé normalisation ou perlitisation.

Dans le traitement de perlitisation, il est en principe sans importance que la structure initiale soit ferritique (dans ce cas, une partie du carbone présent sous forme de graphite se dissout dans l'austénite lors du recuit au-dessus de Ac_1) ou perlitique avec inclusions de cémentite libre ou d'autres carbures. Des teneurs élevées de ferrite dans la structure d'origine exigent cependant un temps de maintien plus long dans le domaine de l'austénite pour dissoudre suffisamment le carbone.

Le recuit de perlitisation exige dans sa première phase un recuit d'austénitisation, comme cela a déjà été décrit plus haut au paragraphe "Recuit d'adoucissement à haute température". Dans la seconde phase, il se produit un refroidissement accéléré, qui doit s'effectuer de façon suffisamment rapide pour ne favoriser aucune formation de ferrite, mais d'autre part ne doit pas être si rapide qu'il puisse se former une structure de trempe. L'évolution de la températre dans le recuit de perlitilisation est représentée sur **la Figure 25**. [7]

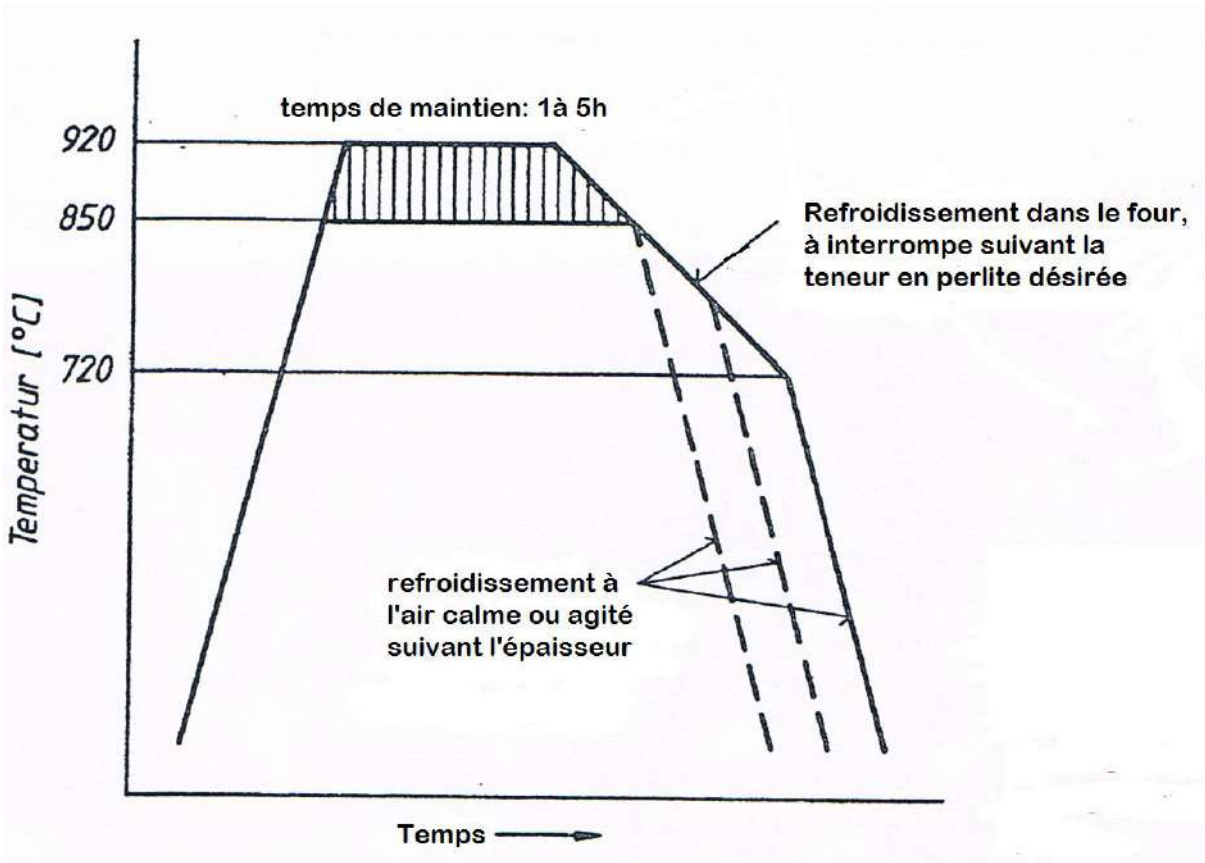


Figure 25 : représentation schématique du recuit de perlitisation d'une fonte.

Chapitre III

III Partie expérimentale :

III.1 Présentation de POVAL Berrouaghia (pompes et vannes Algériennes) :

C'est une entreprise de production et commercialisation des pompes et vannes à été crée en août 1997 suite à la transformation juridique de l'ex- PMH. Ses missions principales sont la recherche, le développement, et la commercialisation des produits, pompes, vannes, industrielle matériel de voierie, accessoires de tuyauterie, et matériel anti-incendie.

L'entreprise POVAL Berrouaghia est constituée de quatre (04) unités industrielles:
- Unité de production de pompes.
- Unité de production de vannes.
- Unité fonderie.
- Unité maintenance.

III.2 Problématique :

Lors de notre visite au centre d'usinage de l'unité pompe, nous ont posé le problème de difficulté d'usinage des roues et des corps redresseurs des pompes émergés. Pour pallier à ce problème de difficulté d'usinage des pièces minces, l'unité pompe fait recours à l'application d'un recuit d'adoucissement, afin d'obtenir un état le plus doux possible de la structure.

Bien que le recuit d'adoucissement puisse s'effectuer à différentes températures, on a constaté que l'application de ce dernier se fait arbitrairement c'est-à-dire, il y'a des changements fréquents pour les deux paramètres de cycle thermique (température de chauffage et le temps de maintient), dans ce contexte, nous ont confié de menu une étude et prendre en charge ce problème.

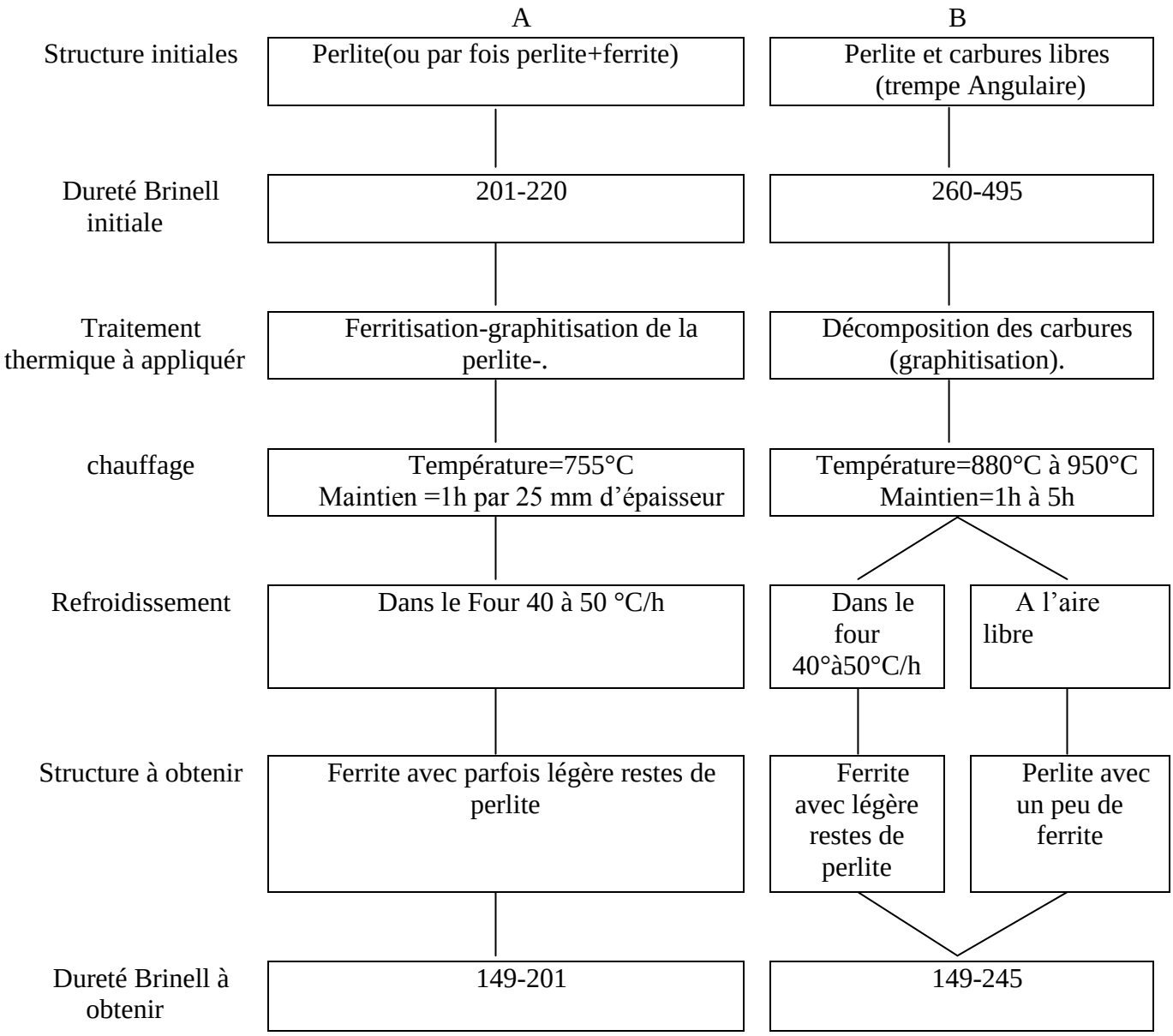
Donc notre travail consiste :

- à réaliser un recuit d'adoucissement dans deux domaines de température, appelés basse, et haute température en fonction de la structure initiale ou de la composition chimique.

- optimiser le temps de maintien lorsque la température de recuit est fixée, car il est plus économique d'appliquer des températures élevées et de courts temps de maintien que de basses températures et de longs temps de maintien.

PLAN DE TRAVAIL

Traitement thermique d'adoucissement de la matrice.



III.2.1 Présentation de la pièce :

La pièce est une roue centrifuge en fonte FGL, c'est une pièce maitresse de la pompe émergé. Cette pièce est choisie comme prototype pour étude puisqu'elle est considérée comme pièce mince (pièce difficile à l'usiner sans traitement).

La composition chimique de la roue en FGL/20 par voie chimique (le spectromètre est en panne) est la suivante :

Roue : %C=3.44 %Si=1.59

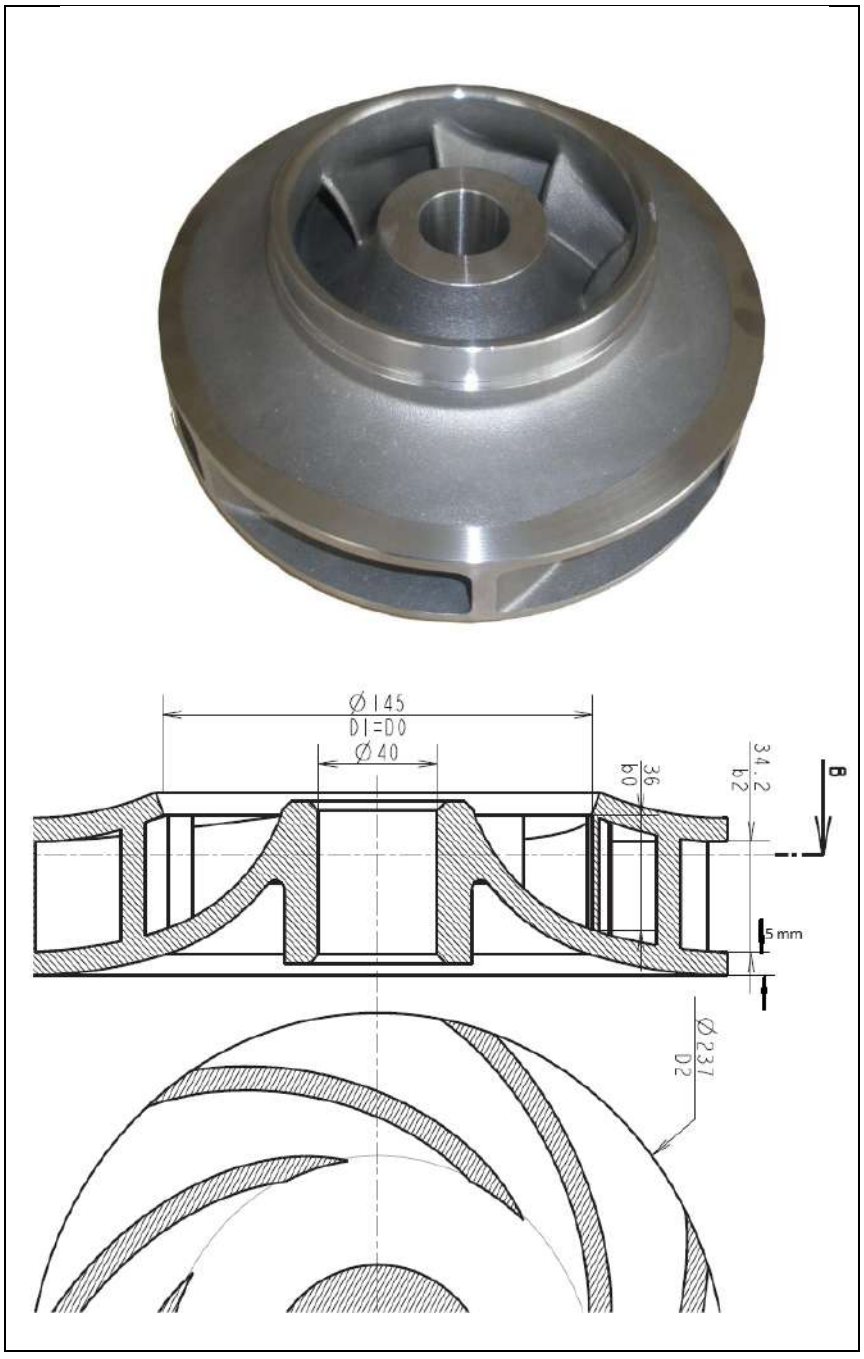


Figure 26: Pièce en fonte (Roue centrifuge), de nuance FGL/20.

III.3 Méthode expérimentale :

Afin de réaliser notre travail, nous avons utilisé les méthodes expérimentales suivantes :
- Elaboration de la fonte et coulée des échantillons (éprouvette et roues centrifuges).
- Traitements des échantillons.
- Métallographie en microscopie optique.
- Dureté

III.3.1 Les Etapes de Travaille :

III.3.1.1 Caractérisation de la pièce avant Traitement de Recuit :

- Analyse Chimique,
- Essai de traction,
-Mesure de la dureté Brinell,
-L'étude métallographique.

III.3.1.2 Caractérisation de la pièce après Traitement de Recuit :

-Mesure de la dureté Brinell,
-L'étude métallographique,

III.3.2 Elaboration de la fonte étudiée :

La fonte qui est élaborée dans un four électrique à induction de capacité de 6 tonnes au niveau de la fonderie de Berrouaghia est la fonte grise FGL 20 dont la composition chimique est donnée par **le tableau9**.

Le lit de fusion **(Tableau 10)** est constitué de Retour, Ferraille d'acier et une petite quantité de Lingot hématite.

Les compositions chimiques de différentes charges sont présentées par **(Tableau 11).**

Tableau 9: Composition chimique de la fonte FGL20.

Elément	C	Si	P	S
%	3.25-3.30	1.8-2.4	0.15-0.35	<0.030

Tableau 10: Lit de fusion de la fonte élaborée.

Charge Métallique	Retour	Ferraille d'Acier	Fonte Neuve
%	70	20	10

Tableau 11: Compositions chimiques de différentes charges constituant le lit de fusion.

Elément % / Classe métallique	C	Si	Mn
Retour	3.3	2	0.65
Ferraille d'Acier	0.25	0.3	0.4
Lingot hématite	3.6	3	0.8

III.3.2.1 Coulée des échantillons :

En vue de préparer nos échantillons destinés à la métallographie, la dureté, résistance à la traction :

- 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 **la Figure 27.**
- Confection des moules en sable à vert pour la coulée des roues centrifuge selon **la Figure 26.**
- Découpage et Usinage des échantillons pour différents essais.

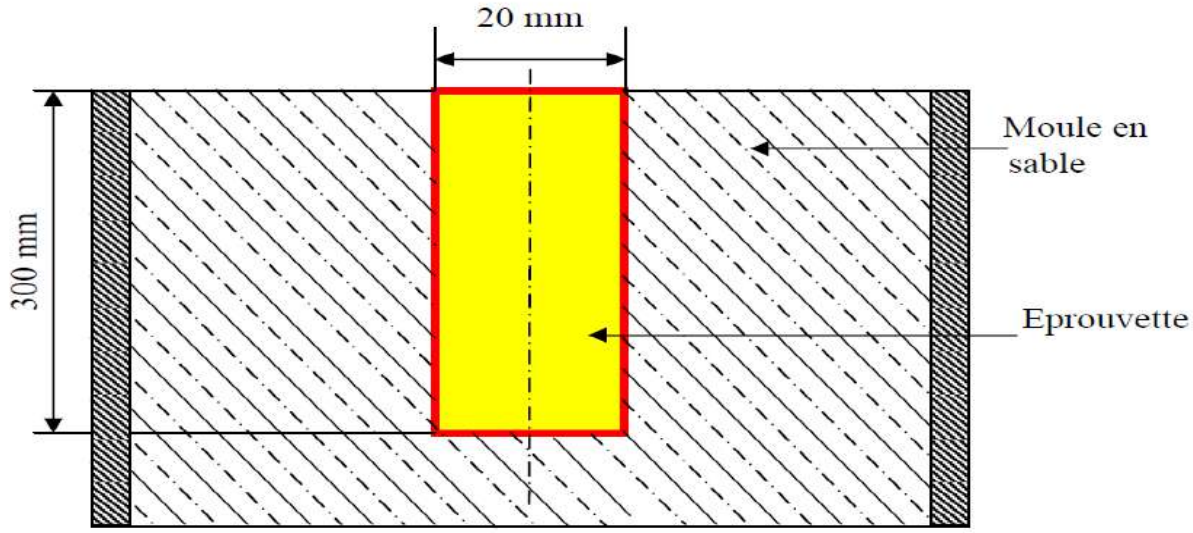


Figure 27 : Moule pour la coulée des éprouvettes de traction.

Remarque : les éprouvettes standardisées usinées pas dans les barreaux bruts de coulée, de 20 mm de diamètre et de 300 mm de longueur ne sont présentatifs, puisque la pièce est mince. Donc il faut ultérieurement utiliser les barreaux bruts de coulée, de 13 mm de diamètre et de 300 mm de longueur selon la norme.

III.3.3 Matériels utilises :

- **Appareil de mesure de Traction :**

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

- **Appareil de mesure de dureté Brinell :**

La machine de type HPO 3000

- Gamme de la charge d'essai et de 500 jusqu'à 3000 Kg
- Mesure oculaire au grossissement x 25.
- Alimentation courant triphasé 380 V/ 50 HZ avec conducteurs.

- **Microscope optique à réflexion** :

- Microscope optique de type NEOPHOT2

- Grossissements totaux se situent 10x à 2000x

- **Traitement thermique** :

- Four électrique de type HEREAUS
- Température maximale : 1500 ℃
- Alimentation : 220- 380 V

III.3.4 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.

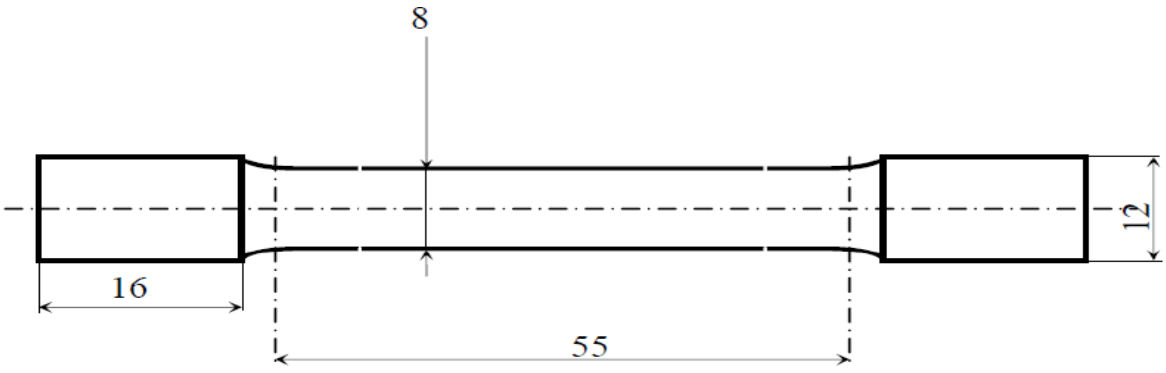


Figure 28 : Eprouvette de traction.

Après rupture de l'éprouvette, on a enregistré une valeur de 22Kgf / mm^2.

III.3.4.1 Essai de dureté Brinell :

L'essai de dureté Brinell est celui que l'on effectue le plus couramment dans le cas de la fonte, car l'empreinte produite est suffisamment grande pour établir une moyenne entre les divers constituants des structures hétérogènes, tels que le graphite et la perlite, que présentent des duretés très différentes. Avec un petit pénétrateur, tel que celui utilisé pour l'essai de dureté Rockwell, il convient d'effectue un certain nombre de lectures et d'en faire la Moyenne.

III.3.4.1.1 principe de l'essai :

D'après la norme NF A 03-152

L'essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier de diamètre **D** sous une charge **F** et à mesurer le diamètre **d** de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge.

La dureté Brinell HB est un nombre égal au quotient de la charge d'essai F (kgf) par l'air (mm) ² de l'empreinte considérée comme une calotte sphérique au diamètre de sphère D.

$$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2} - d^2)}$$

- **D** : diamètre de la bille d'essai, en millimètres.
- **F** : charge d'essai, en kilogrammes-force.
- **d** : diamètre de l'empreinte, en millimètres.

L'essai s'effectue sur trois échantillons d'une même pièce **(Tableau 12).**

Tableau 12: Résultat de la Dureté Brinell de la roue brut fonderie.

N° de la pièce	Dureté HB (5/750) avant T-TH
01	255
02	269
03	388

Ces résultats hétérogènes et excessives de la dureté révèlent probablement la présence de cémentite libre, ce qui confirme le problème d'usinabilité, et nous obligent ultérieurement à appliquer un recuit à haute température de type B selon le plan de travail précédent.

III.3.5 Caractérisation Microstructurale de la pièce brut fonderie :

III.3.5.1 La Métallographie en microscope optique :

Le but de l'examen micrographique des métaux et alliages et 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.

Le polissage consiste à rendre la surface plane et brillante de façon à ce qu'elle ne présente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur. Pour cela on frotte le métal sur des abrasifs plus fins. Il faut prendre soin d'éviter l'échauffement de l'échantillon.

III.3.5.2 les Etapes de polissage :

Le polissage comporte trois étapes :

- **Dressage :** qui a pour but de créer la surface plane d'examen.

- **Dégrossissage :** à l'aide de série de papiers émeris de plus en plus fines.

Cette étape est la plus délicate, elle permet d'arriver à une surface comparable à un micron.

- **Finissage :** l'échantillon est poli généralement sur une meule imbibée avec de l'eau contenant une suspension abrasive.

Un examen microscopique doit précéder l'attaque, il permet de déceler les inclusions, les fissures, le graphite de la fonte grise, etc.…… (**Figure 29**).

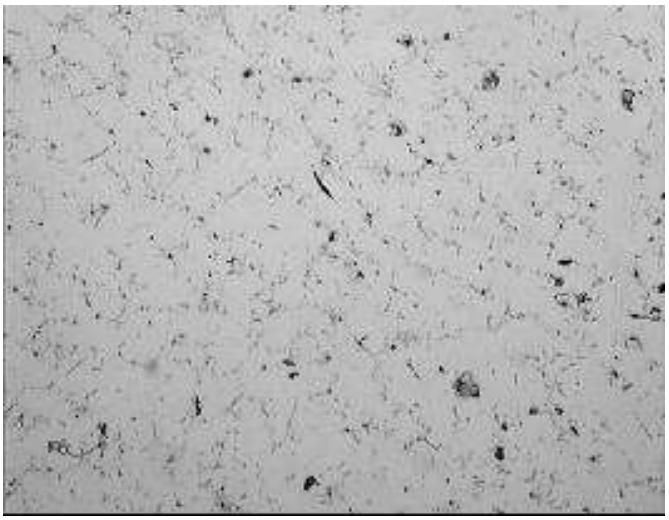


Figure 29 : Microstructure de l'échantillon sans attaque.

La fonte de base étudiée (prélèvement à partir de la roue centrifuge), dont la composition chimique est donnée par **le tableau 11**, présente à l'état brut de coulée une matrice ferreux composée de lamelles de graphite type D (**Figure 29**).



Figure 30 : Microstructure de l'échantillon avec attaque Nital 3%.

Après l'attaque chimique (**Figure 30**), la structure est composée de trois phases bien distinctes :

Cémentite libre avec une couleur blanche, perlite avec une couleur grise, des lamelles noires de graphite et probablement une petite quantité de steadite qui nuit lui aussi à l'usinabilité.

Le traitement thermique d'adoucissement d'usinage est nettement différent du traitement A, ce qui montre qu'avant de prescrire le traitement d'adoucissement, il est indispensable de connaître la cause microstructurale précise de difficulté d'usinage.

Puisque la structure de la fonte en étude à l'état brute de coulée comporte de la cémentite libre, considéré comme premier responsable de la mauvaise usinabilité, et qui ne se dissocie pas comme celle de la perlite (c'est-à-dire une température inferieure à celle du début d'austénitisation), il faut respecter pour sa transformation en graphite une température minimale de 855°C. Donc on est obligé d'appliquer un recuit d'adoucissement à haute température au lieu de basse ou moyenne température (c'est-à-dire appliquer un traitement type B au lieu de type A).

III.3.6 Le Recuit de perlitisation :

L'objectif du recuit de perlitisation est la formation d'une structure totalement ou partiellement perlitique,.

Le recuit de perlitisation exige dans sa première phase une austénitisation dans la seconde phase après un temps de maintien, il se produit un refroidissement accéléré, qui doit s'effectuer de façon suffisamment rapide pour ne favoriser aucune formation de ferrite, mais d'autre part ne doit pas être si rapide qu'il puisse se former une structure de trempe.

- **Cycle de traitement :**

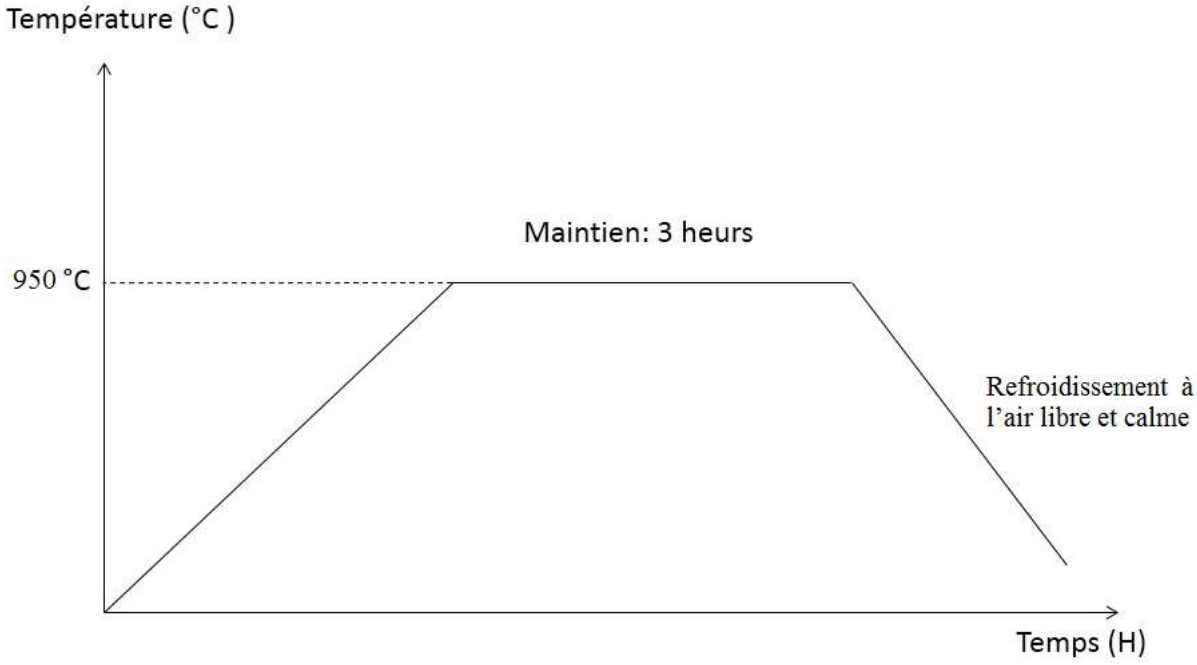


Figure 31 : Cycle de traitement thermique des fontes grises lamellaire.

- Température de recuit :

900 à 950℃

- Durée :

1 à 3 heures, plus 1 heur par 25 mm d'épaisseur.

- vitesse de refroidissement :

Refroidissement à l'air libre.

- But :

Le but de notre traitement est de garantir la décomposition totale de la cémentite libre (cause de la dureté élevée), afin d'obtenir une dureté minimale et une usinabilité maximale.

III.3.7 Traitements thermiques Appliqués :

Les pièces ont subits des traitements thermiques indiqués au **Tableau 13**, afin d'optimiser le temps de maintien à la température d'austénitisation de 950°C.

-Une mise en chauffage jusqu'à l'austénitisation à la température 950℃.

-Maintien au chauffage à différents temps.

-Le refroidissement à l'air libre.

Tableau 13: Les pièces ont subits des traitements thermiques.

N° de pièce	T° de traitement	Temps de maintien (heure)	Refroidissement
01	950 ℃	1h	Refroidissement à l'air libre et calme
02	950 ℃	2h	Refroidissement à l'air libre et calme
03	950 ℃	3h	Refroidissement à l'air libre et calme

III.3.7.1 Résultats de la dureté après T-TH :

On a utilisé la dureté de type «Brinell», puis réalisé les essais sur les pièces ayant subits les différents traitements thermiques.

La charge appliquée durant l'essai et de 750 Kg, la bille utilisée est de 5 mm.

Les résultats obtenus sont cités dans le tableau suivant **(Tableau 14)** :

Tableau 14: Résultats de la Dureté Brinell.

N° de pièce	Dureté HB (5/750) avant T-TH	Dureté HB (5/750) après T-TH
01	255	207
02	269	191
03	388	179

Les résultats obtenus montrent clairement que l'application d'un recuit à haute température avec un temps de maintien de l'ordre de 3H, provoque la transformation complète de cémentite libre, ainsi que la cémentite de la perlite au cours de l'austenitisation, qui se traduit par une diminution apparente de la dureté, et donc de l'usinabilité**.**

III.3.7.2 Caractérisation Microstructurale de la pièce traitée :

Des échantillons prélevés des roues traitées ont subit :

- **Le polissage :** qui comprend deux étapes

1-Polissage : effectué avec du papier abrasif de plus fin 100-120-600.

2-Polissage de finition : en utilisant un feutre à la pate d'alumine.

- **L'attaque :** après le polissage on attaque les pièces avec des réactifs appropriés pour révéler la structure de la matrice ferritique ou perlitique et notament la présence de cémentite.

Pour notre étude le réactif utilisé est le **Nital** dont la composition chimique est : 4 ml HNO3 + 96 ml ETHANOL.

Durée de l'attaque est 3 secondes suivie de rinçage à l'eau puis séchage à l'air.

Les résultats obtenus sont résumés dans le tableau suivant **(Tableau 15)** :

Tableau 15: Métallographique des pièces traitées.

N° de la pièce	Dureté Brinell	Structure métallographique
01	207	matrice perlitique et mousse de graphite et absence de cémentite libre, avec un peu de ferrite.
02	191	matrice perlitique et mousse de graphite et absence de cémentite libre
03	179	matrice perlitique et mousse de graphite et absence de cémentite libre, avec un peu de ferrite

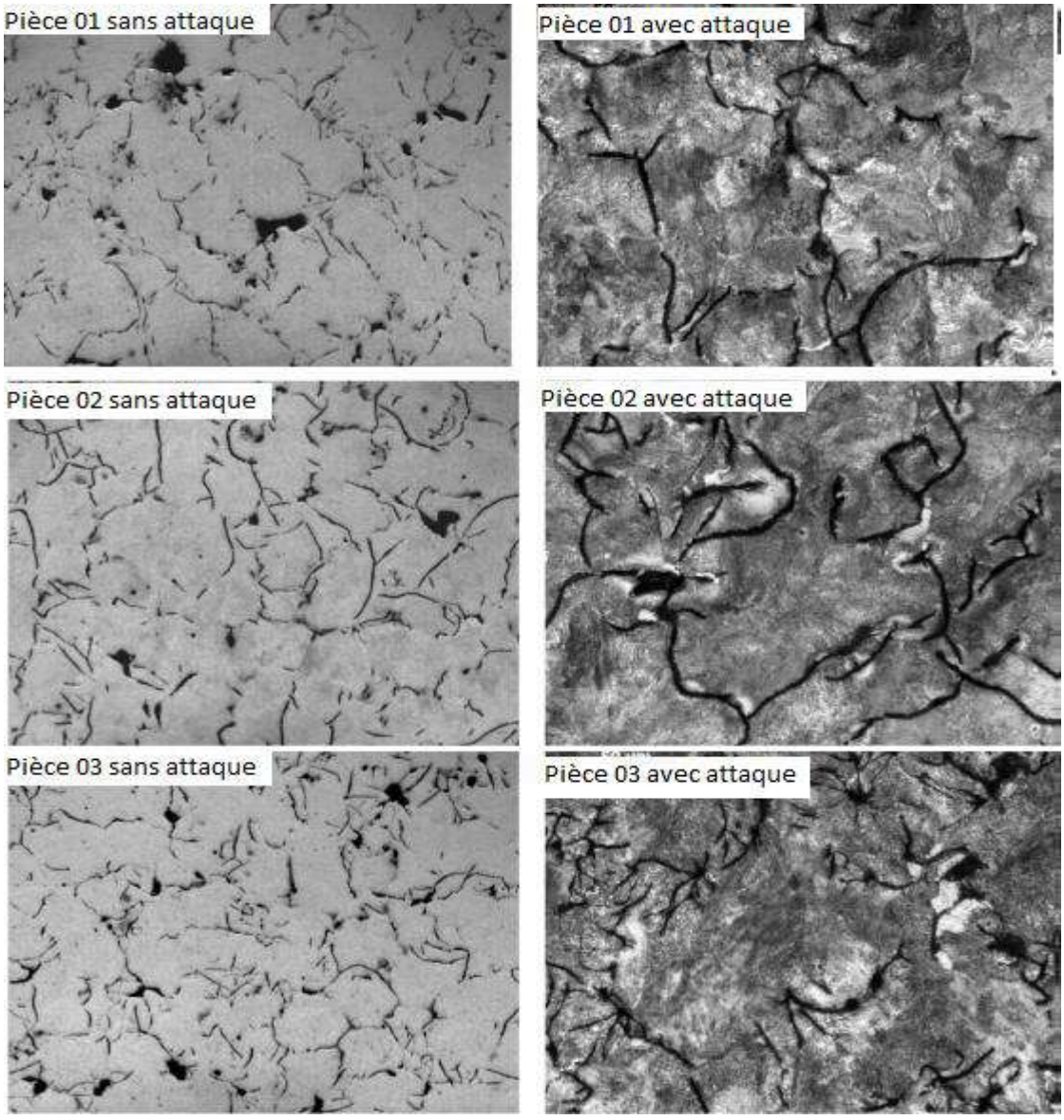


Figure 32 : Métallographie des pièces traités sans et avec attaque.

La température atteindre de 950°C à produit alors une graphitisation. C'est-à-dire que l'on provoque les transformations :

- Au chauffage : $Fe_3C \longrightarrow$ C (graphite) + Austénite (γ) ;
- Au refroidissement : Austénite (γ) + graphite$\longrightarrow$ Perlite (α) + graphite

Si le refroidissement est très ralenti au dessous de la température d'austénitisation, une partie de la perlite peut donner de la ferrite.

On aura donc finalement une structure à graphite + perlite (avec éventuellement de la ferrite).

Le refroidissement des pièces s'effectue alors à l'air libre et calme, en visant une structure perlitique, puisque la surface d'une fonte perlitique est nettement meilleure que celui d'une fonte ferritique.

III.4 Résultats et interprétation :

Nous avons effectué des traitements d'austénitisation des roues pour une température de 950 ℃ pendant différentes durées (1 h -3h) :

- pour les pièces traitées à 950 ℃ pendant 1h on a constante que la dureté à chuté (HB a diminué de 255 à 207), mais l'usinabilité sera médiocre avec l'utilisation des pastilles pour l'usinage à commande numérique.

- on a procédé à l'élévation du temps de maintien à 3h ce qui nous a permis d'obtenir une dureté allant jusqu'à 179 et une structure perlitique (usinable).

Donc le traitement à 950 ℃ avec un maintien de 3 heures et le mieux adapté et conseillé pour une usinabilité aisée, car il a permis de diminuer la dureté de 388 à 179.

Tableau 16: Récapitulatif des résultats.

N° De la pièce	La dureté avant le traitement thermique HB5/750	Traitement appliqué	La dureté après le traitement thermique HB5/750
01	255	T°950°C de maintien 1h, refroidissement à l'air libre et calme.	207
02	269	T°950°C de maintien 2 h, refroidissement à l'air libre et calme.	191
03	388	T°950°C de maintien 3 h, refroidissement à l'air libre et calme.	179

III.5 Essai d'usinage au niveau de l'UPG :

Après les essais effectuées au laboratoire, et suivant les résultats obtenus, et la courbe de traitement thermique adopté (maintien pendant 3 h des pièces à la T° de 950 °C et puis refroidissement à l'aire libre et calme jusqu'à la température ambiante), on a procédé à l'usinage de quelques roues et de quelques redresseurs comme essai, et on est satisfait des résultats : les pièces facilement usinables sans difficulté.

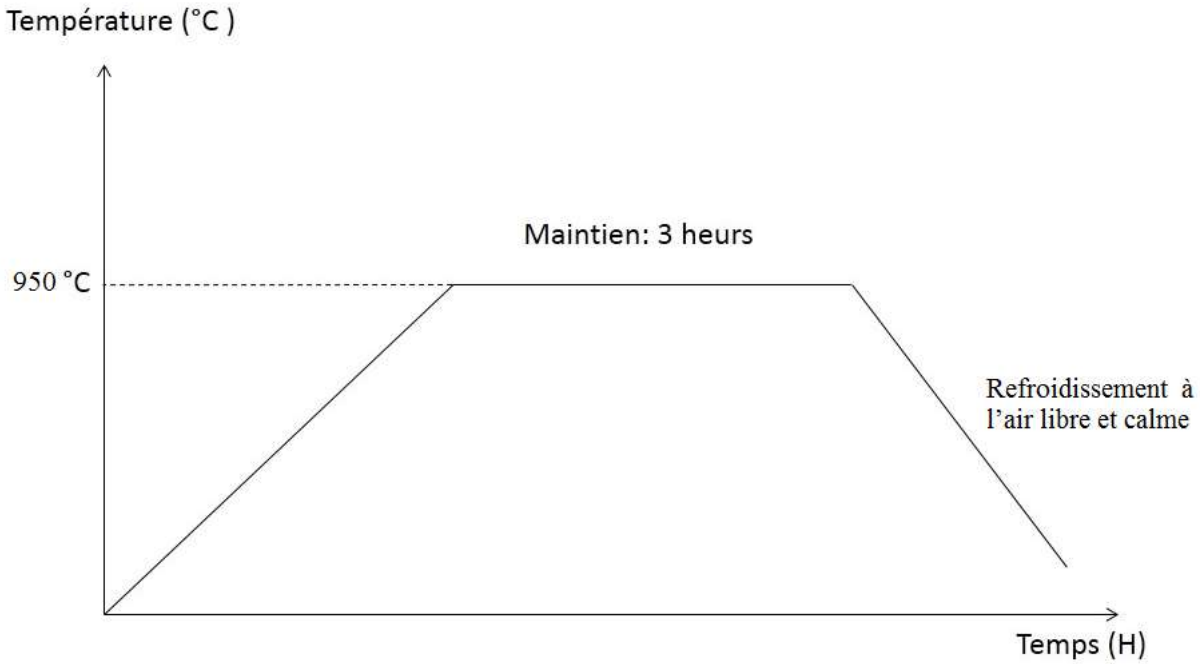


Figure 33: La courbe de traitement thermique adopté

III.6 Conclusion partiel :

Notre travail a été consacré à l'étude de l'effet de traitement thermique (recuit de perlitisation) sur les caractéristiques mécaniques (dureté) des roues centrifuges de nuance **FGL/20 N° 35195** et a permis d'établir les conclusions suivantes :

- l'augmentation de la température d'austénitisation jusqu'à 950℃ améliore les caractéristiques mécaniques (la traction).

-la dureté souhaitable peut être obtenue par un prolongement du temps de maintien à 3 heures pour l'élimination massif des carbures.

- il est nécessaire de refroidir les pièces à l'air libre pour permettre de garantir une structure perlitique résistante.

Conclusion

Conclusion:

L'application d'un traitement de recuit adéquat, au cours d'une certaine durée de recuit, permettent une dissolution de la cémentite libre et de la cémentite de la perlite dans la ferrite et le graphite, afin d'obtenir un état le plus doux possible de la structure.

La transformation structurale en composant ferrite et graphite très facilement usinable, et en composant perlite et graphite résistant et usinable ,ne peut être obtenue qu'avec la fonte et non avec les aciers courantes, dans lesquels la structure contient plus au moins de perlite ; en effet, la condition pour la formation de ferrite est la présence de carbone libre sous forme de graphite sur lequel le carbone chimiquement combiné dans la cémentite peut se cristalliser pendant le recuit d'adoucissement.

La ferritisation de la matrice des fontes s'effectuer par diffusion du carbone combiné dans la cémentite en direction du graphite. Avec la précipitation du carbone sous forme de graphite, il se produit, par suite de l'augmentation de volume qui en résulte, un gonflement de la fonte dépendant de sa composition chimique, de la température et du temps de recuit.

Si la structure d'une fonte devant subir un recuit d'adoucissement comporte de la cémentite libre ou d'autres carbures, il faut respecter pour sa transformation une température minimale de 855°C.

Pour réduire le temps de maintien, on recuit la plupart du temps entre 900 et 920°C avec un temps de maintien de une à trois heures plus une heure par 25 mm d'épaisseur.

La vitesse de refroidissement dépend des conditions d'utilisation de la pièce.est surtout déterminée par la dureté finale que l'on vise :

- s'il s'agit d'obtenir une structure ferritique, le refroidissement peut se faire dans le four à une vitesse de 40 à 50°C/h.
- s'il s'agit d'obtenir une structure perlitique le refroidissement peut se faire à l'aire libre et calme ou agité suivant l'épaisseur ou suivant la dureté souhaitée.

Bibliographie

Bibliographie :

[1] - Technique de l'ingénieur Alex REMY- fontes à graphite lamellaire caractéristiques métallurgiques et mécaniques- M3614.

[2]- Manuel des fontes moulées -CTIF 1983.

[3]- Cours de fonderie 2eme année master -Enseignant -M.HABIRECHE.

[4] - Ch. DEFRANQ -Le point sur l'élaboration métallurgique des fontes grise.

[5]- Jean-Paul BAILON et Jean-Marie DORLOT -Des matériaux.

[6] - Technique de l'ingénieur Jean-Claude MARGERIE- Propriétés des fontes grise ordinaires- M380.

[7] -Traitement thermique de la fonte à graphite lamellaire ou à graphite sphéroïdale –C.T.I.F par welters D.B.

[8]-fonte- désignation de la microstructure du graphite –premier édition 1975-Cast iron.

[9]- TOME 1- Henri Laplanche-Les fontes et leur traitement thermique –Métallurgie structurale.

[10] - TOME 2- Michel GEIER-1978 Métallurgie de fonderie.