

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي
République Algérienne Démocratique et Populaire

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR-
ANNABA



جامعة باجي مختار-عنابة

Année: 2013

Faculté des Sciences de l'Ingénierat
Département de Métallurgie et Génie des Matériaux

THESE

Présentée en vue de l'obtention du diplôme de : **MAGISTER**

**Etude du défaut de fissuration des lingotières pour la coulée
de la fonte en gueuse,
(MAC; ARCELOR-MITTAL, Annaba).**

Option

Fonderie

Par

Rabah BOUFAS

Directeur de thèse Salem CHABOUR Pr U.B.M.ANNABA

Devant le jury

Président du jury Mostefa BACCOUCHE Pr U.B.M.ANNABA

Examineurs

Messaoud LEGOUERA Pr U. 20 AOÛT 1955 SKIKDA

Abdenacer LEMMOUI MCA U.B.M.ANNABA

Abdelmalek MEBAREK MCA U.B.M.ANNABA

DEDICACES

Je dédie ce modeste travail à

É Ma défunte mère que dieu le tout-puissant l'accueille en son vaste paradis.

É Ma chère femme pour son affectation et sa tendresse et ses encouragements

constants durant la période de préparation de ce travail.

É Mes chers enfants Souhaib, Lina, Maria.

É Mes frères Salah, Noureddine, le défunt Yazid que dieu le tout-puissant

l'accueille en son vaste paradis.

É A tous ceux qui m'aiment et que j'aime et que j'ai omis de les citer.

É A mon directeur de mémoire qui m'a beaucoup soutenu.

REMERCIEMENTS.

Je tiens, en premier lieu et avant tous, à remercier pour m'avoir consacré un peu de son temps et avoir voulu présider le jury de soutenance, enseignant à l'université de Annaba

Monsieur le Professeur BACCOUCHE Mostefa
Directeur du Laboratoire de Métallurgie Physique et Propriétés des Matériaux

Je remercie aussi pour avoir accepté d'être membre du jury et d'avoir examiné le contenu du mémoire

Monsieur le Professeur LEGOUERA Messaoud

Professeur à l'université de Skikda, aussi pour avoir rendu accessibles certains de nos résultats.

Je dois remercier, pour avoir accepté d'être membre de jury et aussi pour le soutien moral dont il a toujours fait preuve pendant nos années d'étude

Monsieur le Docteur LEMMOUI Abdenacer

maître de conférences et enseignant à l'université de Annaba.

Je remercie pour avoir voulu participé à ma soutenance et accepter d'examiner mon mémoire

Monsieur le Docteur MEBAREK Abdelmalek

maître de conférences et enseignant à l'université d'Annaba.

Je remercie le directeur du mémoire

Monsieur le Professeur CHABOUR Salem

pour tous les efforts qu'il a fait afin que je puisse soutenir dans de bonnes conditions.

Je ne dois pas oublier de remercier chaleureusement tous mes amis et collègues qui ont toujours été à mes côtés.

Résumé.

Les augets sont des moules métalliques qui à leur exploitation sont soumis à des alternances d'échauffement rapide et de refroidissement plus ou moins lents. Ils sont l'objet de dégradation par phénomène de fissuration et de rupture totale. L'examen de cet outil et du matériau avec lequel il est confectionné a mis en évidence des discontinuités de la matière soit en surface ou en volume. Les contraintes d'origine thermique estimées théoriquement en régime établi peuvent atteindre valeurs assez élevées.

L'étude a permis de conclure à des recommandations tant au niveau du fabricant que de l'exploitant.

Mots-clés : structure, lingotière, moule, contraintes thermiques, fontes.

Summary.

The "augets" are metal moulds in which their exploitation are subjected to alternations of rapidly heating and cooling more or less slow. They are object of degradation by phenomenon of cracking and total rupture. The examination of this tool and the material with which it is made highlighted discontinuities of the matter in their surface or their volume. The stress of thermal origin estimated theoretically in permanent state can reach rather high values.

With this study it is possible to show recommendations as well on the level from the manufacturer as from the owner.

Keywords: structure, ingot, mould, thermal stresses, cast iron.

الملخص

هذا العمل يحتوى علي دراسة القوالب المستعملة في حالة سخانة عالية يتبعها حالة برودة بسرعة ليس كبيرة و ليس صغيرة . من طرف التعامل الحراري وهذا ما يجعله لتكوين العيوب تاتي لتكسيهه بالكامل . ايضا انوجدنا أن المعدن في حالة استعماله يكون في داخله ضغط باقسي قوة. هذه الدراسة التي قمنا بها خلعت ببعض التوصيات لصانع القوالب و لمستعملها.

SOMMAIRE.

	Page
INTRODUCTION.	9
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.	10
I-LES FONTES.	11
I-1. Fontes blanche, fonte grise.	11
I-1-1. Système stable, système métastable.	11
I-1-2. Propriétés et rôle des constituants.	13
I-1-2-1. La ferrite.	13
I-1-2-4. Le graphite.	14
I-1-2-5. Les formes de graphite.	14
I-2.COMPORTEMENT DES PIECES SOUMISES AUX CHOCS THERMIQUES.	17
I-3. ROLE DES ELEMENTS DE LA COMPOSITION CHIMIQUE.	20
I-4. EXPLOITATION DES AUGETS ET DES LINGOTIERES.	22
I-4.1. Phénomènes constatés pendant le service des augets.	23
I-4.1.1. Échauffement des augets.	23
I-4.1.2. Modifications de structure et gonflement.	23
I-5. L'OXYDATION.	24
I-6. CONTRAINTES THERMIQUES.	25
I-7. TRACE DES LINGOTIERES.	25
I-8. INFLUENCE DE LA CHALEUR SUR LA STRUCTURE DES FONTES.	26
I-9. DEFAUTS ET ANOMALIES.	27
I-9.1. La porosité du gaz.	27
I-9.2. Les pores de retrait.	28
I-10. SOLIDIFICATION DES METAUX FERREUX.	30
I-10.1. Solidification d'une fonte grise hypoeutectique.	30
I-10.2. Interface de solidification.	31
I-10.3. Surfusion thermique.	32
I-10.4. Surfusion de constitution.	33
I-10.5. Les cellules eutectiques.	35
I-11. FATIGUE THERMIQUE ET PHENOMENE DE FISSURATION.	36
I-11.1. Propagation des fissures.	41
I-12. CARACTERISTIQUES MECANIQUES ET PHYSIQUES DES FONTES GRISES.	42
I-12.1. Caractéristiques mécaniques.	42
I-12.2. Coefficient de dilatation thermique.	44
I-12.3. Conductivité thermique.	45
II. DESCRIPTION DU PROBLEME ET METHODOLOGIE.	47
II.1.Description du problème.	47
II.2.Méthodologie de travail.	53
II.2.1. Cycles approchant les conditions pratiques.	54
II.2.2. Partie théorique.	56

II.2.2.1. Etablissement du modèle théorique.	56
II.2.2. 2. Choix des paramètres de calcul.	57
II.2.2.3. Détermination des températures d'interface.	58
II.2.2.4. Evolution du module d'élasticité et du coefficient de dilatation en fonction de la température.	59
III. RESULTATS ET ANALYSE.	60
III.1. Caractérisation du matériau dans son état de réception.	61
III.2. Effet de la température de reprise entre cycles.	64
III.3. Caractérisation du matériau soumis aux cycles thermiques.	64
III.4. Résultats du tracé de la contrainte thermique.	67
III.5. Observations fractographiques.	68
IV- CONCLUSION GENERALE.	70
V- REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.	71

LISTE DES FIGURES.

N°	Intitulé de la figure	Page
1	Système stable (Fe-C) et système métastable en trait plein (Fe-Fe ₃ C).	12
2	Effet des éléments d'addition sur la matrice de la fonte.	13
3	Diverses fontes obtenues à partir de la blanche ou de la grise.	15
4	Influence des éléments d'addition sur la résistance à la traction de la ferrite.	16
5	Influence de quelques éléments d'addition sur la dureté de la ferrite.	16
6	Types de graphite.	18
7	Taille des lamelles de graphite.	19
8	Effet du Silicium sur le diagramme fer-carbone.	21
9	Domaines approximatifs des alliages ferreux en fonction du C et du Si.	21
10	Influence de la teneur en Silicium sur la résistance à l'oxydation de fontes GS en fonction de la température.	24
11	Solubilité de l'H dans le Fe et le Ni en fonction de la température.	29
12	Comparaison de la porosité du au retrait et du au gaz.	29
13	Solidification d'une fonte grise hypoeutectique.	33
14	Microstructure d'une fonte blanche (GL96-400, Nital 2%).	33
15	Microstructure d'une fonte grise, (GL94-109, Nital 2%).	33
16	Microstructure des fontes.	34
17	Schéma de la formation du front de solidification.	34
18	Type de croissance au cours de la solidification.	35
19	Eutectique phosphoreux (steadite) dans une matrice perlitique, (Nital 2%).	36
20	Micrographies montrant le phénomène de faïençage (a) et l'apparition d'une fissure (b).	37
21	Dispositif et schéma pour la fatigue thermique.	38
22	Evolution de la contrainte thermique.	39
23	Installation pour fatigue thermique.	40
24	Endommagement des éprouvettes d'essai de choc thermique.	40
25	Evolution de la taille des fissures en fonction de ΔN .	43
26	Augets montés sur chaîne mécanique chaulés et prêts à recevoir le métal liquide.	49
27	Lingotière ou auget dans son état de livraison.	49
28	Lingotière dans son état de livraison présentant une cassure sur le côté.	51
29	Cavité interne observée dans l'épaisseur de l'auget.	51
30	Courbes de refroidissement des parties minces et des parties épaisses dans une pièce.	52
31	Formation de la retassure dans la fonte en cours de solidification.	52
32	Auget dans un état endommagé.	53
33	Présence des fissures au niveau des méplats sur les augets après service.	53
34	Cycles de (trempe et revenu).	54
35	Cycles des trempes interrompues.	55
36	Modèle de la contrainte σ .	56
37	Comportement du coefficient de dilatation en fonction de la température.	59
	Variation du module d'élasticité en fonction de la température.	59
38	Structure de l'alliage dans son état livré neuf.	62

39	Structure de l'alliage à l'état neuf sous fort grossissement.	62
40	Structure de la fonte grise attaquée au Nital 2% montrant l'eutectique phosphoreux.	63
40	Influence de la température de reprise sur les valeurs de dureté.	64
	Effet de la température isotherme sur la dureté des fontes.	65
42	Dureté obtenue d'après les trempes interrompues.	66
43	Dureté des échantillons revenus.	66
44	Structure prise dans le domaine 300°C-500°C des échantillons soumis à des trempes interrompues.	67
45	Structure prise dans le domaine 350°C des échantillons soumis à des trempes et revenus.	67
46	Variation de la contrainte thermique développée dans le matériau.	69
47	Structure observé au MEB du matériau après utilisation.	69

LISTE DES TABLEAUX.

N°	Titre du tableau	Page
1	Propriétés de la ferrite en fonction de la teneur en Si.	15
2	Influence du carbone total sur la dureté d'une fonte blanche.	18
3	Diagramme de référence pour les dimensions du graphite.	18
4	Tableau 4. Les quatre types principaux de fonte.	19
5	Constituants des types principaux des fontes	19
6	Valeur de la variation de volume au point de fusion des métaux.	29
7	Résistances des fontes en fonction de la nature de la matrice.	44
8	Composition chimique du matériau dans l'état de réception.	48
9	Propriétés thermo-physiques des matériaux mise en jeu.	58
10	Mesures de la microdureté Vickers dans son état de réception.	62
11	Mesures de la dureté HRB dans son état de réception.	62
12	Composition chimique des échantillons après utilisation.	63
13	Résultats des essais de dureté et la résistance de traction du matériau ayant servi.	63
14	Composition chimique obtenue par spectrométrie dans son état livré neuf.	63

INTRODUCTION.

Les augets faisant l'objet de notre travail sont des moules métalliques qui travaillent des conditions de températures assez élevées. Ils reçoivent du métal liquide à 1400°C-1350°C. Une fois refroidit ce métal coulé se refroidit et donne des gueuses en fonte destinées pour la chaîne de production en aval. Dans les fonderies où il est produit, il est coulé en sable, puis fini, avant d'être livré au client.

Sa mise en service le soumet donc à une exploitation périodique consistant en un échauffement rapide lorsque le métal liquide est introduit suivi d'un refroidissement plus ou moins assez lents. Avant d'être utilisés les augets sont enduits de chaux. Ce chaulage permet une protection de l'effet de la chaleur comme il assure aussi d'éviter le collage du liquide avec l'auget.

L'alternance des régimes thermiques auxquels l'auget est soumis crée dans l'épaisseur du matériau des gradients de températures des fois assez importants. Ceci engendre des contraintes d'origine thermique qui, à l'image des contraintes mécaniques, provoquent à leur tour vu les valeurs qu'elles peuvent atteindre des fissurations dans le matériau. Ces fissures peuvent entraîner une rupture totale, ce qui cause des pertes financières assez importantes pour l'exploitant.

Notre étude consiste à examiner le matériau et l'auget dans son état livré par le fournisseur, et de mener une approche métallurgique avec des cycles thermiques pour constater ce que le matériau développe lors des alternances cycliques lorsqu'il est exploité. A cet effet nous avons retenus types de cycles où les températures sont plus élevées.

Selon que l'auget est chaulé ou non la température à sa paroi interne sera différente ; si elle est assez élevée elle pourra être à l'origine de forts gradients thermiques, et alors il faut savoir l'abaisser autant que cela est possible. Dans ce sens, avec les variations structurales observées avec les traitements choisis, on pourra déduire si le chaulage est soigneusement réalisé. L'estimation des contraintes thermiques comparée aux valeurs obtenues expérimentalement nous permettra d'apprécier le comportement du matériau lorsqu'il est exploité dans ces conditions.

Ainsi, à la faveur des résultats des essais expérimentaux et des essais théoriques on montrera l'efficacité du rôle de la chaux utilisée comme enduit, et de s'informer sur le comportement métallurgique, thermique, et mécanique du matériau.

Le contenu de la recherche bibliographique présenté dans le premier chapitre traite des caractéristiques des fontes les plus utilisées, en tenant compte de leur classification, de la tenue mécanique et de leur aptitude à la rupture. Dans cette partie on trouvera des informations portant sur des travaux publiés quant à la fatigue thermique et les moyens expérimentaux utilisés.

La méthodologie que nous avons développée dans le deuxième chapitre traite des moyens expérimentaux mis en œuvre dans ce travail et les modes opératoires retenus aussi bien pratique que théorique.

Le troisième chapitre est consacré aux résultats que nous avons obtenus, dont certains confirment partiellement ceux obtenus avec une étendue thermique plus restreinte dans une approche menée antérieurement.

La conclusion générale est axée sur des recommandations pour assurer une meilleure qualité du produit et de bonnes conditions de service lors de l'exploitation.

I-ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.

I-LES FONTES.

Se sont des alliages à base de Fe contenant du C en quantité supérieure à 2% en poids. Cette teneur les différencie des aciers qui titrent moins de carbone. Le Si est le deuxième élément qu'on retrouve dans les fontes avec une teneur qui varie de 1% à 3%. Il a un rôle graphitisant, et plus l'alliage en contient plus il forme en son sein du carbone libre ou graphite. Si sa teneur est faible le carbone sera lié chimiquement surtout avec le fer. Le troisième élément est le Mn, qui contrairement au silicium favorise la formation du carbone chimiquement lié. C'est un blanchissant. Le S et le P sont rencontrés en quantité assez limitées qu'ils ne doivent pas dépasser. Rien que ces éléments donnent à la fonte des propriétés assez bonnes et sont très utilisées dans beaucoup de domaines.

L'introduction volontaire de d'autres éléments (Cr, Mo, W, í) bien définie améliore les propriétés [1]; on a alors des fontes alliées. Donc on peut obtenir une fonte contenant du graphite, ou une fonte contenant du C chimiquement lié avec le fer, mais aussi une fonte ordinaire ou une fonte alliée ; cependant la complexité est plus importante.

Ces alliages selon les éléments qu'ils contiennent et la vitesse à laquelle ils se refroidissent évoluent dans le système stable ou métastable.

I-1. Fontes blanche, fonte grise.

Selon la fracture on peut observer une cassure blanche ou une cassure grise.

-Une fracture de couleur blanche indique que c'est une **fonte blanche**, due présence du carbone chimiquement lié qui forme un carbure très rencontré dans les alliages ferreux et qu'on appelle la **cémentite**. Ce carbure de fer ou cémentite a la formule chimique Fe_3C . La fonte blanche contient donc la cémentite qui est un carbure de Fe : elle est dure, donc fragile, mais a une bonne tenue à l'abrasion et à l'érosion; elle est difficile à usiner, [2].

Pour l'obtenir l'alliage doit contenir des éléments qui favorisent la formation du carbone chimiquement lié comme le Mn et assurer à la pièce une vitesse de refroidissement assez grande pour que son refroidissement s'effectue dans le système métastable fer-cémentite.

-Une fracture de couleur grise est propre à la **fonte grise**. Cette couleur provient du C libre ou graphite. Elle contient à la place de la cémentite du graphite. Sa dureté est moins élevée que celle de la blanche, donc elle est moins fragile, elle a une bonne usinabilité. La présence de C libre lui assure un coefficient de frottement peu élevé. Avec ceci elle absorbe les vibrations.

On peut l'obtenir en favorisant un refroidissement assez long et en introduisant des éléments graphitisants comme le silicium. Liquide, elle s'écoule bien et de ce fait elle constitue un bon alliage de fonderie. Elle se refroidit dans le système stable fer-graphite.

I-1-1. Système stable, système métastable.

La figure 1 présente les deux systèmes qui décrivent l'évolution des alliages ferreux au cours du refroidissement. Le diagramme Fer-cémentite en traits pleins représente le système métastable, alors qu'en pointillé on a le tracé du diagramme stable.

Dans des conditions habituelles de refroidissement on obtient la cémentite qui est le carbure de fer qui a tendance à se décomposer en Fe et C (graphite), donc elle n'est pas stable dû à son état dit métastable.

Un refroidissement lent donne le temps au graphite de se former et l'alliage évolue dans le système Fe-graphite; alors que si la vitesse est moins lente ou beaucoup plus rapide on obtient la cémentite qui est du carbone lié chimiquement avec du fer.

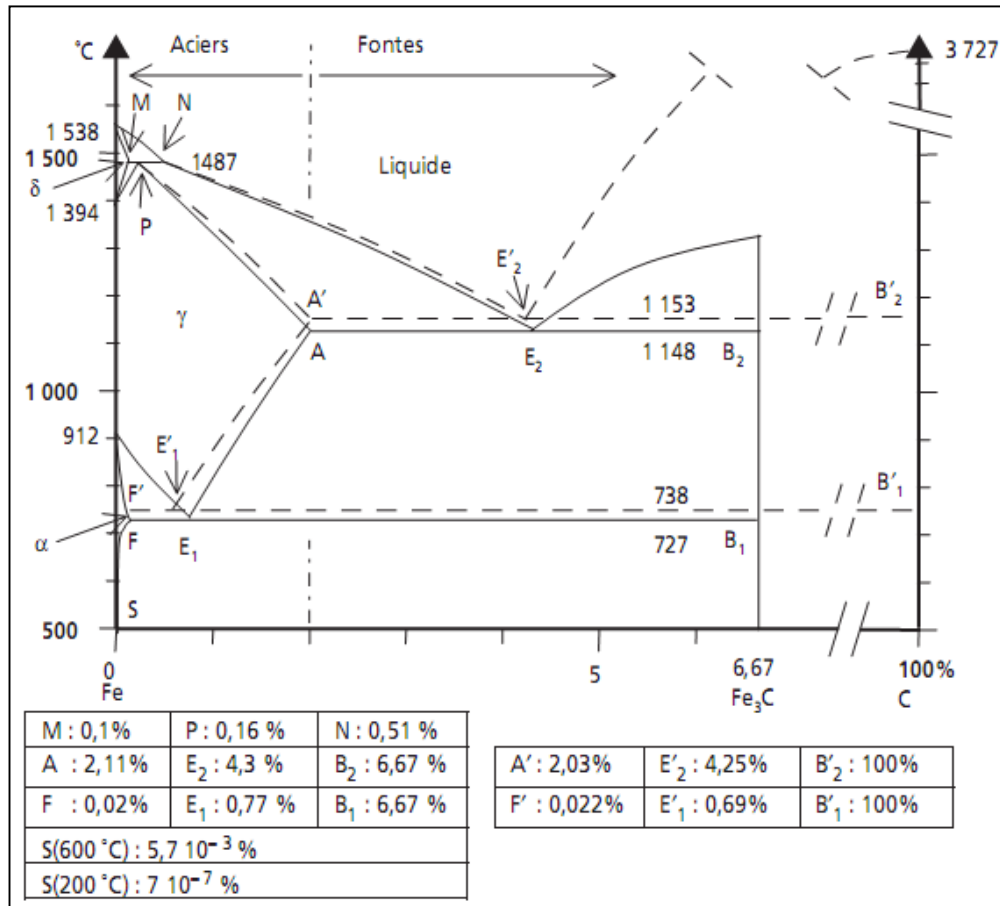


Figure 1. Système stable (Fe-graphite) et système métastable en trait plein (Fe-Fe₃C), [3].

Pour obtenir du graphite, donc pour avoir une fonte grise, il faut augmenter le pourcentage de C, augmenter la teneur en Si, favoriser une vitesse de refroidissement aussi lente que possible, et éviter la formation de carbures. Les éléments d'addition peuvent favoriser la formation de la cémentite ou du graphite, figure 2.

La différence entre les deux systèmes est la teneur limite à 6,67% de Fe₃C dans le système non stable alors qu'elle est de 100% C dans le stable. Les points caractéristiques sont déplacés vers le haut et à droite ou à gauche selon le système considéré : par exemple le point eutectique E₂ est à 4,3% C à 1148°C alors que E₀ indique 4,25% Fe₃C pour 1153°C.

La figure 3 montre qu'une fonte selon qu'elle soit blanche ou grise peut donner, sous certaines conditions bien définies, une fonte malléable ou une fonte à graphite sphéroïdal. Et la fonte malléable activée thermiquement (recuite) peut donner une fonte malléable à cœur blanc ou à cœur noir ferritique. Inoculée au Mg la fonte grise donne une fonte à graphite sphéroïdal qui peut être ferritique ou encore perlitique si la fin du refroidissement n'est pas assez lente. Si la fin du refroidissement est assez lente la fonte grise peut évoluer en fonte malléable à cœur noir.

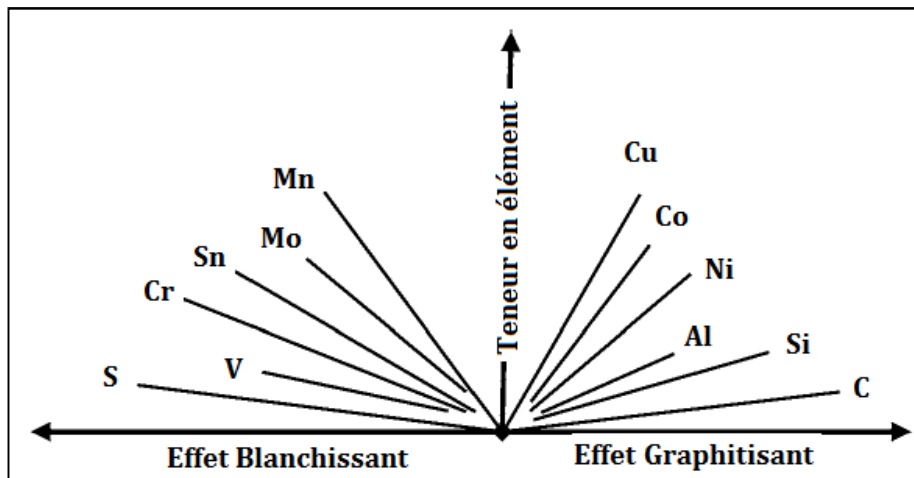


Figure 2. Effet des éléments d'addition sur la matrice de la fonte.

perlitique ou en fonte grise à graphite lamellaire. Aussi une fonte malléable provenant d'une fonte blanche quand elle subit un recuit graphitisant et une fin de refroidissement pas assez lente donne une fonte malléable à cœur noir perlitique.

Tout ceci montre la complexité et la variété des fontes rencontrées dans le commerce. On peut les classer d'après les constituants microstructuraux. Selon la proportion de perlite ou de ferrite contenue dans la matrice une fonte peut être aussi bien perlitique que ferritique ou encore ferrito-perlitique. La forme du graphite lui donne le nom de fonte grise lamellaire ou sphéroïdale. Selon les cas on peut avoir la malléable à cœur noir ferritique ou la malléable à cœur noir perlitique.

I-1-2. Propriétés et rôle des constituants.

Les constituants qui entrent dans la matrice d'une fonte permettent déjà une classification, mais aussi donnent au matériau certaines propriétés qui les rendent plus ou moins utilisables pour une application donnée.

I-1-2-1. La ferrite.

La ferrite est une solution solide du C dans le fer alpha. Les propriétés de la ferrite dépendent de la taille du grain mais aussi de la nature et de la quantité des éléments présents. Le tableau 1 montre que l'introduction du Si dans la ferrite améliore nettement les caractéristiques mécaniques.

L'influence des autres éléments sur la dureté et la résistance de la ferrite apparaissent sur les figures 2 et 3. On voit que le Be, le Si, le Ti, et le Mn augmente considérablement la résistance à la traction bien qu'ils soient introduit en petites quantités. L'effet du Mo, du W, ou du Ni sur cette propriétés est moins sensible. Le Cr et le Co est moindre. La dureté est améliorée surtout par le P, le Cu, le Si, et le Mn. Elle est moins sensible au Ni, Mo, V, W, et Cr.

L'influence du silicium peut être masquée par celle du graphite. Afin de tenir compte de l'effet du C et du Si des relations comme celle du carbone équivalent permettent de d'avoir la structure développée en fonction de la composition chimique

$$CE = \%C + 0.3 (\%Si) + 0.33 (\%P) + 0.027 (\%Mn) + 0.4 (\%S)$$

I-1-2-2. La cémentite.

Etant un carbure, sa caractéristique essentielle est sa dureté très élevée (de l'ordre de 700 à 800 HB). Celle-ci peut être augmentée par addition d'éléments spéciaux tels que le chrome qui entre en solution dans le carbure de type M_3C , une cémentite alliée. En effet, quand on ajoute un élément spécial à une fonte blanche, celle-ci durcit, mais l'augmentation de dureté globale résulte plutôt du durcissement de la matrice que de l'augmentation de dureté des carbures eux-mêmes. Non seulement le durcissement provient de l'existence des carbures mais aussi des éléments dissouts qui engendrent le durcissement de la matrice.

I-1-2-3. La perlite.

C'est un mélange de cémentite et de ferrite disposée en lamelles plus la distance entre lamelle est faible et plus dure est la perlite. Sa dureté Brinell varie entre 200 et 300. Les caractéristiques mécaniques de la perlite dépendent avant tout de sa finesse. Des relations empiriques peuvent montrer la liaison de la finesse à la dureté: $HB = 80/\hat{e}_0$, où HB est la dureté Brinell, \hat{e}_0 (en m) est la distance entre deux lamelles consécutives de cémentite. Comme cette distance varie entre 0,26 et 0,38 la dureté sera de 300 dans les structures très fines à 200 dans les structures grossières.

Cet espacement \hat{e}_0 détermine les principales caractéristiques d'une perlite exempte d'éléments en solution dans la ferrite ou la cémentite. Dans le cas des fontes, même non alliées, il existe toujours des éléments en solution dans la matrice perlitique. Le Cu, le Ni, le Cr, le Mo, le V, et le Mn affinent la perlite, tandis que le Si favorise son relâchement et sa ferritisation.

Une valeur assez élevée du carbone total peut augmenter la dureté de la fonte blanche, aux dépens de la résistance au choc, tableau 2.

I-1-2-4. Le graphite.

C'est un constituant de grande importance dans les fontes grises qui prend plusieurs formes : lamelles, sphéroïdes, nodules, particules, etc. L'observation au microscope des fontes grises montre que le graphite peut être classé d'après sa forme. Par convention les chiffres romains désignent la forme, les lettres majuscules pour la répartition, les chiffres arabes désignent les dimensions, tableau 3. Un graphite de type I A 4 signifie que la fonte examinée possède du graphite de forme I et de répartition A.

I-1-2-5. Les formes de graphite.

Les formes de graphite les plus rencontrées dans les fontes, et d'après les normes sont le type A, le type B, le type C, le type D, et le type E. Ils sont schématisés sur la figure 5.

Type A.

Le graphite se présente sous la forme de lamelles uniformément et aléatoirement réparties dans la matrice. C'est le graphique que l'on rencontre lorsque la vitesse de refroidissement est modérée. On le trouve dans les pièces d'épaisseur moyenne coulées en sable, lorsque la

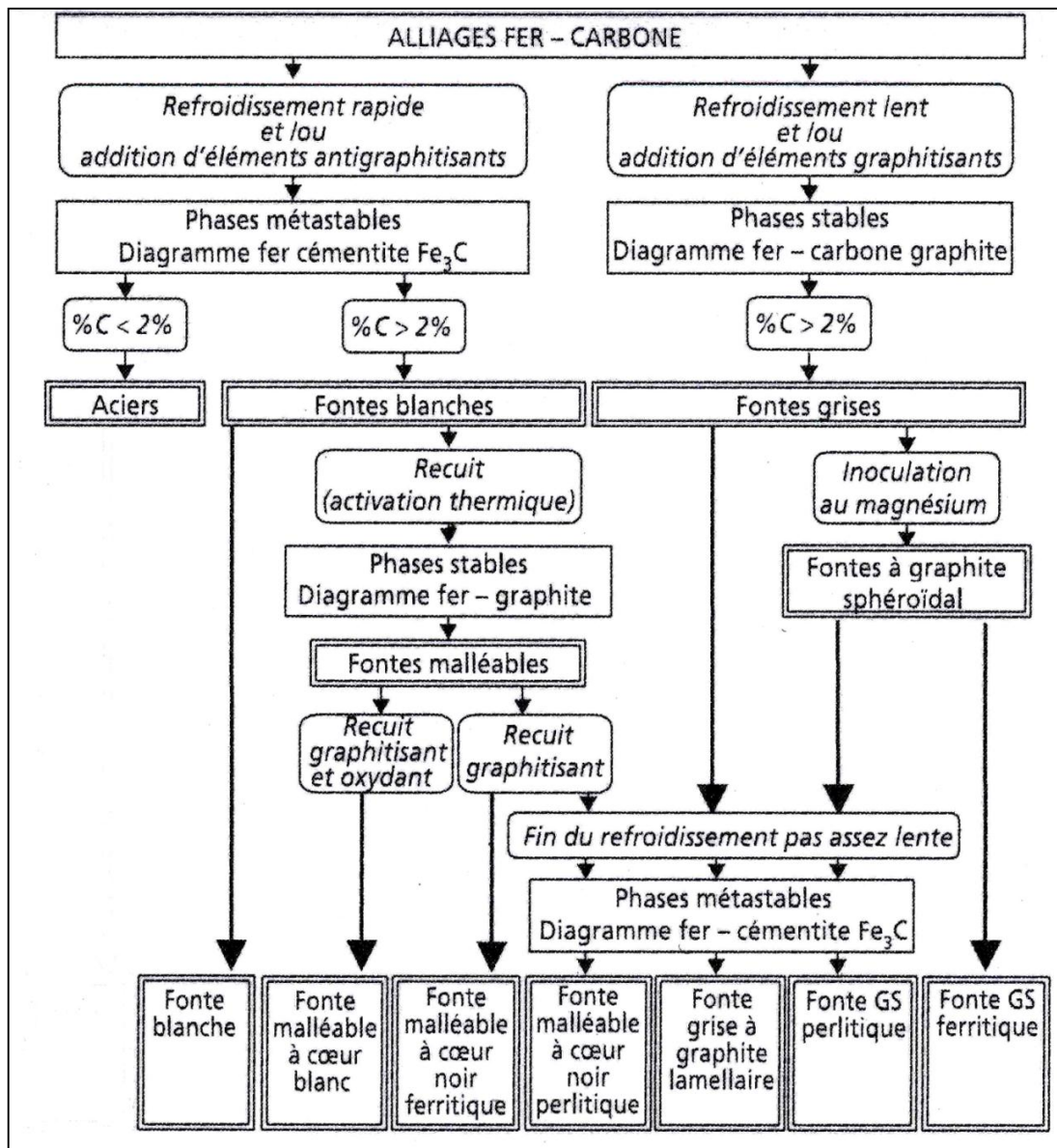


Figure 3. Diverses fontes obtenues à partir de la blanche ou de la grise.

Type de ferrite	Caractéristiques mécaniques		
	Résistance à la traction	Allongement (%)	Dureté Brinell
Ferrite pure	275	61	75
Ferrite à 0,82 % Si	309	50	88
Ferrite à 2,28 % Si	437	43	124
Ferrite à 3,40 % Si	530	28	150

Tableau 1. Propriétés de la ferrite en fonction de la teneur en Si.

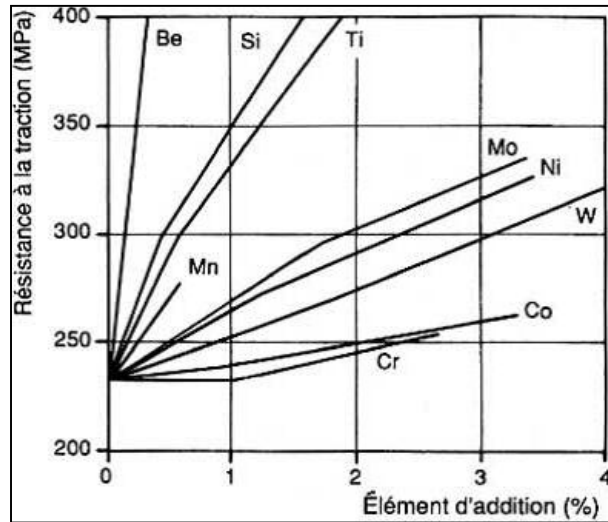


Figure 3 Influence des éléments d'addition sur la résistance à la traction de la ferrite.

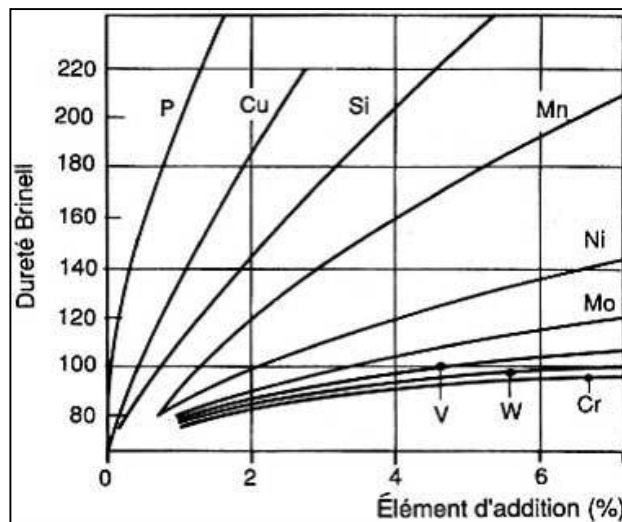


Figure 4 Influence de quelques éléments d'addition sur la dureté de la ferrite.

composition de la fonte est voisine de l'eutectique ou légèrement en dessous (l'épaisseur supérieure à 20 mm dans la coulée en sable et un carbone équivalent de 4,0 à 4,4 %).

Type B.

Ce graphite en rosettes se rencontre dans le cas de pièces refroidies rapidement suivant une épaisseur voisine, par exemple, de 10 mm dans le cas de la coulée en sable lorsque les teneurs en silicium et surtout en carbone sont élevées (un taux de silicium souvent voisin de 2,5 % et un taux de carbone au moins égal à 3,3 %).

C'est la structure type de toutes les pièces en fonte mince destinées pour la quincaillerie ou les pièces de chauffage.

Type C.

Il se présente en amas et en lamelles. On l'observe surtout dans les fontes hypereutectiques refroidies assez lentement (CE égal à 4,5 % et des épaisseurs dépassant 20 à 30 mm pour les coulées en sable). Les gros amas de graphite sont du graphite hypereutectique déposé avant l'eutectique graphite-austénite; les lamelles plus fines font partie de l'agrégat eutectique. Les gros amas de graphite ne se déposent effectivement que si le caractère hypereutectique de la fonte n'est pas masqué à la solidification par une surfusion importante.

Type D.

Il se forme entre les dendrites avec une orientation aléatoire, il est de surfusion. Cette forme de graphite est caractéristique des pièces refroidies très rapidement et, en particulier, au voisinage de la surface dans le cas de pièces coulées en coquille. La répartition interdendritique très marquée ne s'accompagne pas toujours d'un carbone équivalent très au-dessous de 4,3 % car, dans les fontes refroidies très rapidement, les phénomènes de surfusion sont très importants.

Le graphite de ce type est toujours très ramifié avec comme dimensions 7 et 8, c'est-à-dire longueur apparente inférieure à 0,03 millimètre.

Type E.

Les lamelles interdendritiques sont orientées. L'orientation de ces lamelles, qui ont déjà une dimension assez conséquente, est imposée par celle des dendrites de l'austénite formée.

Cette distribution est rencontrée quand on a une vitesse de refroidissement moyenne ou faible (épaisseurs de l'ordre de 20 mm et plus dans le cas de la coulée en sable) quand la composition chimique de l'alliage est hypoeutectique très marqué (CE voisin de 4 % et souvent inférieur).

Dans la littérature on peut rencontrer d'autres cas où par exemple on peut observer une distribution de graphite en réseau, dit de «Widmanstätten» due à la présence de plomb.

Les lamelles sont repérées du point de vue dimensionnel par un numéro dont la signification est donnée dans le tableau 3, et la figure 6.

Pratiquement dans une pièce en refroidissement le problème est de réussir une homogénéité sur l'ensemble de la structure.

I-2. COMPORTEMENT DES PIÈCES SOUMISES AUX CHOCS THERMIQUES.

Beaucoup de pièces utilisées dans l'industrie sont soumises à des conditions de travail sévères, car elles évoluent à des températures élevées. Comme exemple on a les lingotières utilisées dans les aciéries, les moules ou coquilles, les refroidisseurs, les pièces de fours, les pièces destinées au freinage, qui doivent avant tout résister aux variations thermiques.

Les matériaux destinés à cet effet doivent avoir une haute conductivité thermique et un faible module d'élasticité, tout en visant une teneur en carbone relativement élevée. Pour cette dernière condition la teneur en carbone doit être supérieure à 3,6 %. Dans ce cas le problème du P se pose et il faut éviter simultanément un phosphore de teneur élevée et un pourcentage de carbone relativement bas, déjà on doit éviter le risque des tapures.

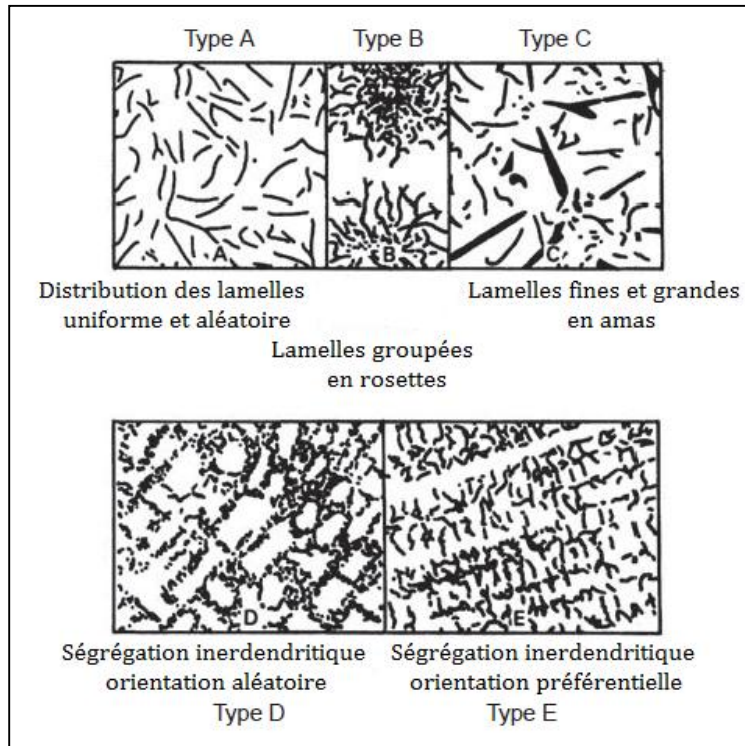


Figure 5. Types de graphite.

C _t (%)	Si (%)	Mn (%)	Dureté (HV)
2.11	0.40	0.40	395
2.37	0.99	0.65	403
2.70	0.65	0.61	456
3.32	0.79	0.60	546
3.57	0.56	0.43	540
3.69	0.33	0.61	516
3.93	0.65	0.35	566

Tableau 2 ó Influence du carbone total sur la dureté d'une fonte blanche.

No taille	Dimension des particules de graphite (grossissement 100) (mm)	Dimensions réelles, (mm)
1	> 100	> 1
2	50 à 100	0,5 à 1
3	25 à 50	0,25 à 0,5
4	12 à 25	0,12 à 0,25
5	6 à 12	0,06 à 0,12
6	3 à 6	0,03 à 0,06
7	1,5 à 3	0,015 à 0,03
8	< 1,5	< 0,015

Tableau 3 ó Diagramme de référence pour les dimensions du graphite.

Fontes	%C	%Si	%Mn	%S	%P	Formes du C
Grise	2.5 - 4.0	1 - 3	0.4 - 1	0.05 ó 0.25	0.05 ó 1.0	Graphite
Blanche	1.8 - 3.6	0.5 - 2	0.2 ó 0.8	0.06 ó 0.2	0.06 ó 0.18	Fe ₃ C
Malléable	2 - 2.6	1.1 - 1.6	0.2 ó 0.8	0.06 ó 0.2	0.06 ó 0.18	Graphite
Ductile	3 - 4	1.8 - 2.8	0.2 ó 0.9	0.03 max	0.1 max	Graphite

Tableau 4. Les quatre types principaux de fonte, [4].

Fontes	%C	%Si	CE	Comp.	Eutect.	Struct
Grise	2.5 - 4.0	1 - 3	2.8 - 5	hypo	+Graphite	Ferrite, Perlite
Blanche	1.8 - 3.6	0.5 - 2	2 - 4.3	hypo	+Carbure	Ferrite, Perlite
Malléable	2 - 2.6	1.1 - 1.6	2.4 - 3.2	hypo	+Carbure	Ferrite, Perlite
Ductile	3 - 4	1.8 - 2.8	3.6 - 4.9	hyper	+Graphite	, Perlite,

Tableau 5. Constituants des types principaux des fontes, [5].

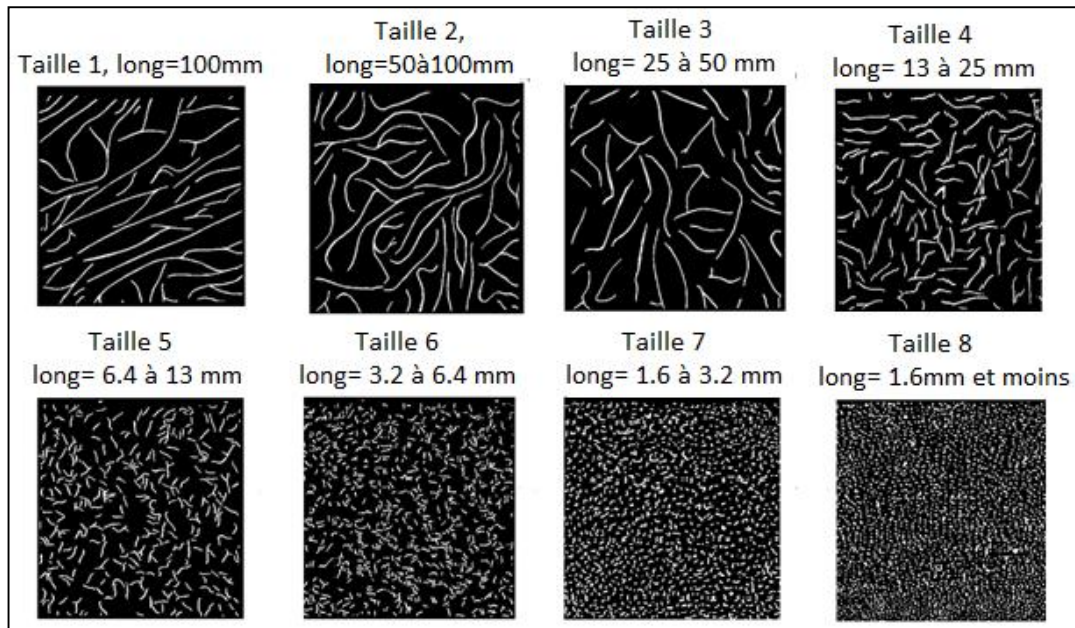


Figure 6. Taille des lamelles de graphite.

La teneur en silicium devra être suffisante pour éviter la formation des carbures. Un carbone équivalent assez élevé peut augmenter le risque de ségrégation graphitique surtout dans les pièces épaisses. Nous donnons en exemple quelques cas de composition de fonte de tenue à chaud :

-Pour les lingotières d'acier :

C : 3,8 à 4 % ; Si : 1,2 à 1,8 % ; Mn : 0,5 à 1 % ; S : < 0,12 % ; P : < 0,20 % ; CE : > 4,3 %.

-Pour le freinage (véhicule léger) :

C : 3,4 à 3,5 % ; Si : 2 à 2,3 % ; Mn : 0,5 à 1 % ; S : < 0,12 % ; P : < 0,20 % ; CE : > 4,1 %.

Dans cet exemple on voit que le taux de Si et la teneur en C sont plus élevées pour la nuance conçue pour le tambour de freinage, alors que la limite inférieure tolérée du CE est poussée vers une valeur plus grande pour la composition destinée pour les lingotières.

I-3. ROLE DES ELEMENTS DE LA COMPOSITION CHIMIQUE.

La composition chimique est aussi déterminante que la vitesse de refroidissement ou le procédé avec lequel on a obtenu la pièce, car elle optimise les éléments principaux et les éléments d'alliage.

-Le Carbone et le silicium ont une influence directe et essentielle sur le passage de la forme métastable à la forme stable au cours de la solidification de la fonte. Par exemple l'ajout de Si qui favorise la graphitisation déplace les lignes de solubilités et les points de transformation du diagramme stable, figure 7.

On voit que le domaine austénitique se rétrécit quand on passe de 2,4% à 4,8% en poids de Si, le C diminue dans l'eutectique et l'eutectoïde de même que la solubilité maximale dans l'austénite. A une teneur en Si, le point eutectique étant à 4,3%C se déplace vers les plus faibles teneurs en C quand le pourcentage en Si augmente. L'addition de silicium réduit donc la teneur du C dans la perlite, et déplacent les lignes de transformation correspondant aux températures de l'eutectique ou de l'eutectoïde. Ceci augmentent le domaine des températures quand on introduit plus de Si.

La figure 8 présente l'effet du C et du Si pour déterminer à peu près les domaines des alliages. La ligne en pointillé délimitant le domaine des aciers et des fontes malléables pour $\%C + 0.06\%Si = 2.0$ et celle correspondante à $\%C + 0.33\%Si = 4.3$ montrent les zones d'existence approximativement de l'existence des différentes fontes selon leur taux en Si et en C. La ligne inférieure montre la solubilité maximale du C dans l'austénite ; une teneur élevée en C favorise la graphitisation ou la carburation de la matrice.

La figure montre aussi que des valeurs élevées en C et en Si augmentent l'aptitude de la fonte à devenir sphéroïdale sous inoculation. Le domaine des fontes grises est limité par des taux en C de 2,5% à 4,0% et des taux en Si de 1% à 3%.

-L'Aluminium est alphasène. Il présente la particularité d'être graphitisant jusqu'à une teneur de 4%, puis agit comme un carburigène entre 10 et 18%, puis à nouveau devient graphitisant jusqu'à 27%, au-delà il reste carburigène. Il augmente très sensiblement la résistance à l'oxydation, [6].

-Le Nickel, le Cuivre, et l'Etain favorisent la graphitisation pendant la transformation eutectique mais agit en sens contraire pour la transformation eutectoïde et par conséquent on assiste à l'augmentation la perlite par rapport à la ferrite, et donc on voit la dureté améliorée. Ce deuxième effet est dû au retardement de diffusion de carbone.

-Le Chrome, le molybdène, le tungstène, et le Vanadium agissent en défavorisant la graphitisation au niveau des transformations eutectiques et eutectoïdes. Ainsi, elles augmentent

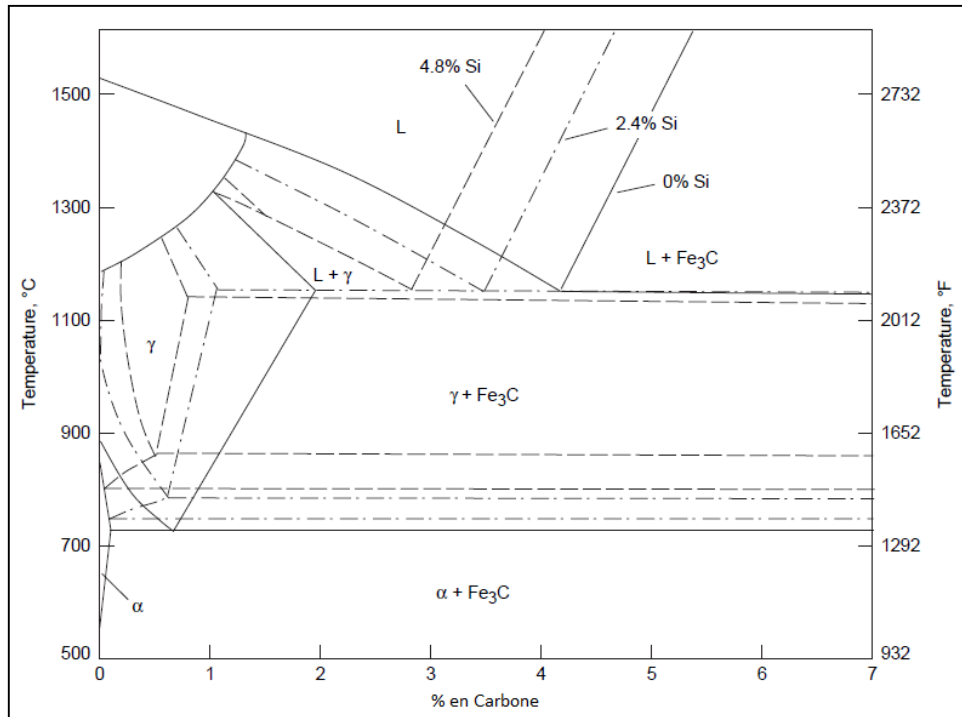


Figure 7. Effet du Silicium sur le diagramme fer-carbone.

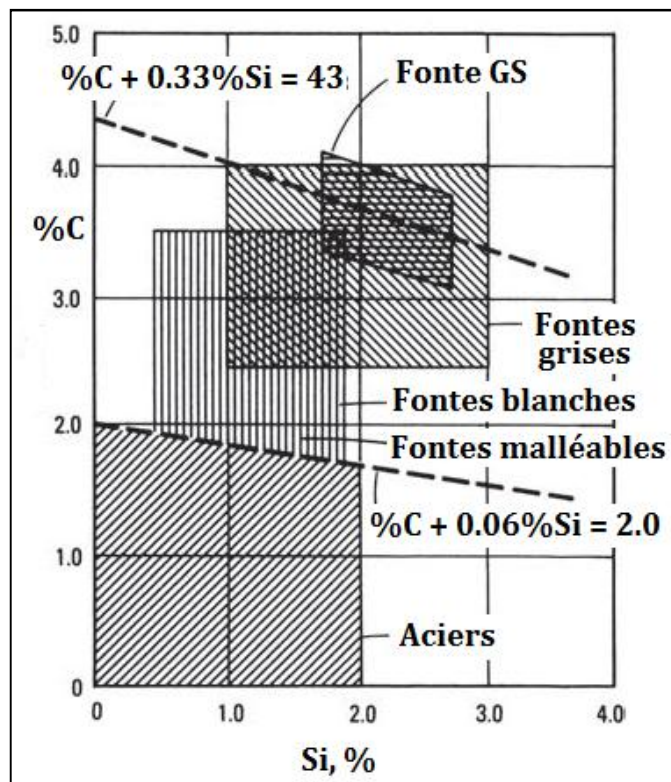


Figure 8. Domaines approximatifs des alliages ferreux en fonction du C et du Si ,[4].

la quantité de carbures et de perlite. Ces éléments peuvent former des carbures, mais aussi entrer en solution dans les $(\text{Fe}, \text{X})_n\text{C}$, ou dans la solution solide de fer alpha.

-Le manganèse et le Soufre sont maintenus à une teneur suffisante pour assurer la neutralisation du sulfure de fer qui se forme dans les joints de grains. Le sulfure de manganèse MnS , [8,11], issue de l'opération de neutralisation précipitera dans les grains, et peut servir de site de germination pour le graphite. Le rapport entre le S et le Mn est tel que la teneur minimale en Mn est fixée à $\text{Mn} = 1,7 \% \text{ S} + 0,3$. Au-dessus de cette proportion, il agit comme un faible stabilisant des carbures. En outre, il affine la perlite, et de ce fait élève la résistance à la traction. La teneur en manganèse des fontes ordinaires est généralement inférieure à 1 %. Il est souhaitable que la teneur en soufre ne dépasse pas 0,12 %.

-Le phosphore des fontes ordinaires qui en contiennent suffisamment (plus de 0,30 %) joue un rôle important déjà signalé par l'étude du système Fe-C-P. L'influence du phosphore est complexe, car la répartition de l'eutectique phosphoreux varie considérablement suivant la vitesse de refroidissement. Lorsque celle-ci est grande (épaisseur des pièces voisine de 10 mm dans la coulée en sable), l'eutectique phosphoreux est réparti en un réseau continu délimitant complètement les cellules eutectiques dès que la teneur en phosphore atteint 0,4 %.

L'existence d'un tel réseau contribue à diminuer sensiblement la résistance à la traction. Au contraire, dans des conditions de refroidissement normales, l'eutectique phosphoreux est réparti uniformément dans toute la pièce et joue un rôle sensible, mais nettement moins défavorable. Au-delà d'un taux de phosphore de 0,3 % environ, l'influence du phosphore sur les principales caractéristiques mécaniques peut être schématisée de la façon suivante : une augmentation de la teneur en phosphore de 1 % accroît la dureté Brinell de 30 à 40 points, diminue le module élastique de 10 000 MPa.

Par ailleurs, il exerce une influence défavorable sur la résistance au choc des fontes. Sur la résistance à la traction, l'effet est variable.

-Le Molybdène est un stabilisateur de perlite et augmente la capacité de trempe. On l'utilise le plus souvent avec le cuivre et le nickel à plus petites quantités, [7], car il préserve les qualités d'usinage de la fonte. En outre, il améliore les caractéristiques mécaniques à haute température et augmente la résistance au choc.

- L'antimoine, l'arsenic, le bismuth, le magnésium, le cérium, et le calcium, peut agir de manière sensible et changer la forme du graphite et apporter des changements sur la microstructure de la fonte.

I-4. EXPLOITATION DES AUGETS ET DES LINGOTIERES.

Les augets sont des moules métalliques élaborées en alliages ferreux dans lesquelles comme les lingotières on introduit du métal liquide. Le métal liquide, de la fonte, après refroidissement peut être évacué de la lingotière sous la forme d'une gueuse solide de poids, de forme, et d'encombrement déterminée.

Elles sont réutilisées autant que possible. La répétitivité des opérations fondamentales que sont le remplissage, l'alimentation et l'éjection impose des contraintes techniques particulières pour la conception et la mise en œuvre de ces moules.

La fonte liquide est versée dans l'auget à la température de 1350-1400°C, appelée température de coulée. L'auget enduit de chaux est refroidi par un système externe de jet d'eau à distance.

I-4.1. Phénomènes constatés pendant le service des augets.

I-4.1.1. Échauffement des augets.

Initialement à une température donnée, l'introduction du métal liquide porte sa surface interne à une température très élevée. Une bonne partie de la chaleur est absorbée par le matériau par conduction, alors qu'une partie est évacuée dans le milieu ambiant par effet de convection et de rayonnement thermique. La transmission de la chaleur du lingot vers l'auget se fait dans les premiers instants de la coulée par conduction jusqu'au moment du décollement du lingot refroidit et en contraction.

Ce décollement est très rapide et est irrégulier, il débute entre deux et cinq minutes à partir de la coulée pour se terminer après quelques minutes. Comme l'auget peut être mal chaulé et que la chaleur traverse la couche de chaux, puis s'écoule dans l'épaisseur de la lingotière, la surface intérieure atteint 750 à 800 °C et la surface extérieure est de 670 °C trente minutes après la coulée.

I-4.1.2. Modifications de structure et gonflement.

Ce moule en fonte est soumis donc à des variations de chauffages et de refroidissements qui ne sont que la conséquence des conditions d'utilisation. Ces variations thermiques à lesquelles il est soumis engendrent, outre les contraintes thermiques au sein du matériau, deux conséquences :

- un effet d'ordre physico-chimique sur la structure de la fonte ;
- un effet physique, résultant des dilatations ou des contractions inégales dues à la progression en fonction du temps, dans l'épaisseur de l'auget.

Le comportement dilatométrique d'une fonte hématite destinée pour la fabrication de ces moules avec le point de transformation A_{1-3} situé à 775 °C, on constate :

- dans le domaine des températures inférieures à A_{1-3} on assiste à un gonflement dû à l'évolution de la perlite qui se décompose de manière partielle en graphite ;
- A la température correspondant à A_{1-3} , on observera une contraction du matériau. A cette contraction au chauffage correspond une dilatation au refroidissement.

Ceci est accompagné d'un dépôt de graphite sous forme de fines touffes déposées sur les lamelles préexistantes. Ce dépôt entraîne un gonflement résiduel.

La graphitisation au-dessous de A_{1-3} intéresse les parties de l'auget dont la température atteint ou dépasse 700 à 720°C. Le deuxième phénomène intéresse les régions où la température dépasse A_{1-3} .

Ce gonflement est fonction aussi de la teneur en silicium qui conditionne avec la vitesse de refroidissement la structure en graphite. Au contraire de certains alliages ferreux comme les

aciers la transformation austénitique se manifeste par une contraction, ce qui n'est pas le cas des fontes où le Si est prépondérant.

I-5. L'OXYDATION.

Comme la température est élevée l'oxydation du silicium provoque, elle aussi, un gonflement important de la fonte. D'après certains travaux menés par des auteurs, tableau 5, la paroi intérieure de la lingotière, l'oxydation du silicium peut atteindre 60 % sur 1 à 2 mm pour décroître ensuite. Elle est moindre dans les angles que sur les faces parce que la température de la lingotière y est moins élevée.

L'oxydation se manifeste comme suit : si un échantillon de fonte est maintenu sous air à une température supérieure à 500°C, sa superficie se couvre d'une pellicule d'oxyde de fer. Cette pellicule d'oxyde peut être divisée en deux couches distinctes par leur composition chimique [8], selon que l'oxyde formée est cationique ou anionique :

-L'oxydation étant externe, l'oxyde est composé de Fer et d'Oxygène. C'est un oxyde dit «cationique» car il est formé par la diffusion des ions Fe^{++} vers l'extérieur de l'échantillon.

-L'oxyde interne, composé de fer, d'oxygène et d'éléments d'alliage est dit « anionique », car formé par la diffusion des ions O^{-} vers l'intérieur de l'échantillon. Les ions O^{-} diffusent vers l'intérieur et les ions Fe^{+} diffusent vers l'extérieur.

Comparée aux aciers les fontes sont connues pour leur bonne résistance à l'oxydation, due à la présence du silicium. Cet élément participe dans la formation d'un oxyde interne riche en fayalite Fe_2SiO_4 , (ou $FeCr_2O_4$ ou $FeAl_2O_4$ formées avec les éléments d'addition) très adhérent et peu perméable à l'oxygène ; ce qui gêne l'oxydation. Comme on présenté déjà que les fontes GS ont des teneurs en Si et en C assez élevées, elles ont une bonne résistance à l'oxydation que les fontes courantes. L'oxydation des fontes GS, figure 9, est beaucoup plus lente que celle des fontes à graphite lamellaire car le réseau formé par les lamelles de graphite favorise la diffusion de l'oxygène vers l'intérieur du matériau.

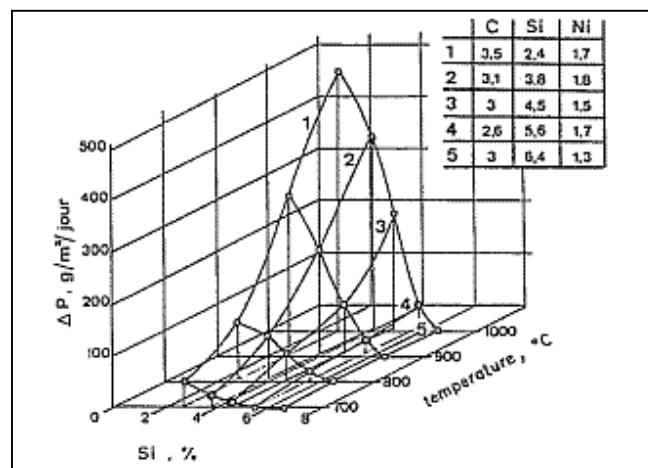


Figure 9. Influence de la teneur en Silicium sur la résistance à l'oxydation de fontes GS en fonction de la température.

I-6. CONTRAINTES THERMIQUES.

De manière générale la lingotière est sollicitée mécaniquement aussi bien par la pression du métal liquide que par les efforts accidentels telles les chutes et chocs. Avec cela elle subit les effets des variations de températures avec un échauffement inégal allant de l'intérieur vers l'extérieur.

Si des seuils de température sont dépassés on assiste à des variations structurales entraînant des changements de volume et de propriétés (graphitisation et oxydation du silicium) dans l'épaisseur de l'auget.

Ajouter à ceci les contraintes thermiques engendrées par le gradient thermique ayant lieu entre les zones chaudes et les zones froides.

Ces contraintes d'origine thermique ne sont pas à négliger car elles peuvent engendrer des fissures dans le matériau qui peuvent amener à une rupture totale de l'outil. Certains travaux à la base de mesure et de calcul ont montré qu'il peut exister un maximum de contraintes dans les premiers instants lors de la coulée du lingot ou de la gueuse. Par exemple à la paroi extérieure de la lingotière, 4 minutes après le début de la coulée, une contrainte égale à 70 % de la résistance à la traction peut exister dans le matériau.

Il a été constaté que le rapport de la contrainte d'origine thermique à la résistance à la traction en fonction du temps est plus élevé pour les lingotières épaisses en début de coulée que les lingotières minces.

Le comportement à la contrainte thermique n'est pas le même suivant l'épaisseur du moule.

I-7. TRACE DES LINGOTIERES.

Ce comportement à la contrainte thermique mène la conception du tracé du moule. On sait que les épaisseurs minces se fissurent assez rapidement et que les corps épais sont l'objet de craquelures. Réussir un bon tracé en considérant l'aspect économique et l'aspect technique c'est trouver un compromis tributaire des conditions d'utilisation du moule et du produit obtenu ; car les épaisseurs minces ont l'avantage de donner au produit un meilleur état de surface tout en réduisant l'aptitude de l'outil à développer la fissure, avec un minimum de métal à mettre en œuvre pour la confection du moule, d'où un gain financier.

Donc si on résume le comportement du matériau en tenant compte de l'exploitation des augets une élévation non contrôlée de la température favoriserait la graphitisation et provoquera un gonflement dû à l'oxydation du silicium, avec un développement et une rapidité d'apparition du phénomène de fissuration, aussi bien que de la craquelure.

Parmi les raisons qui peuvent provoquer l'augmentation de la température de la lingotière, on peut retenir, excepté la température de coulée qui ne doit pas être excessivement élevée :

-La température à laquelle la lingotière est remise en service, ce qui pose le problème de la fréquence d'emploi; le préchauffage à des températures bien déterminées n'est pas souvent nécessaire. La protection avec la chaux pour les augets est un moyen de protection mais aussi de vidange facile lors du basculement. Le moule destiné à recevoir du métal liquide porté à très

haute température doit être soigneusement préparé. L'accroissement de la température de reprise lors des remplissages augmente la consommation d'augets. Il est indispensable que les augets soient repris à une température inférieure à 100 °C, et le mieux à 40 °C. Malgré le choc thermique que cela constitue, le refroidissement à l'eau est recommandé plutôt que de les réutiliser trop chauds ; lors du refroidissement on doit tenir compte de telle sorte que toute l'eau des fissures et des craquelures s'est évaporé.

-La répétition des opérations de remplissage, de séjour, de vidange sur la chaîne de production sans interruption assez prolongée laissent s'établir une température moyenne que l'outil exploité conserve comme préchauffage avant d'atteindre la température en cours d'utilisation. Pour ce qui est du temps de séjour du lingot dans l'auget, il ne peut être évacué avant qu'il ne se refroidit convenablement pour se solidifier complètement. Le refroidissement de l'état solide de la gueuse peut se faire en dehors de l'auget.

La température de coulée a un effet non négligeable, c'est pourquoi elle doit être contrôlée et réglée avec précision. Elle est définie comme la température de la fonte liquide, supérieure de 50°C à 150°C à la température du liquidus, au moment où elle est versée dans le moule.

La solidification commence dans les parties de l'auget où l'évacuation de l'énergie thermique est la plus importante (comme les angles), et progresse ensuite vers les zones restantes. De plus le passage de l'état liquide à l'état solide s'accompagne de la contraction du métal introduit dans l'auget, ce qui provoque une chemise de gaz entre la paroi de la lingotière et la paroi de la gueuse. Ce jeu gazeux ralentit l'évacuation des calories et donc le refroidissement. On minimise ce ralentissement du au changement d'état en donnant une inclinaison sur les cotés du moule.

I-8. INFLUENCE DE LA CHALEUR SUR LA STRUCTURE DES FONTES.

Quand une fonte est soumise à des variations de température elle peut être l'objet de changements structuraux dans la matrice. On considère que la microstructure d'une fonte est stable jusqu'à la température de 450°C, température à partir de laquelle elle peut connaître plusieurs évolutions microstructurales, [9].

Certains éléments, tels que le carbone et le silicium, accélèrent la décomposition du carbure de la perlite lorsqu'il y a une activation thermique, par exemple à des températures de recuit. Par conséquent, comme ces éléments sont présents en pourcentages suffisants, la température de maintien de recuit peut être réduite. Par exemple, à une température de 750 °C, la répartition complète de la perlite s'est produite dans la fonte de teneur de silicium supérieure dans une durée de 10 min, tandis que 45 min ont été nécessaires pour la fonte à faible silicium. Cela montre l'effet du silicium qui ne fait que favoriser la diffusion du carbone dans la fonte.

D'autre part, les éléments perlitants (l'antimoine, l'étain, le vanadium, le chrome, le manganèse, le phosphore, le nickel et le cuivre) retardent la décomposition de perlite, [10]. Au-delà de 450 °C, la cémentite se décompose en Fer et en carbone, d'où la présence de nodules de graphite avec une orientation préférentielle. Avec l'augmentation de la taille des nodules, on provoque un gonflement qui peut atteindre 1% si la matrice est entièrement formée de perlite.

L'ajout d'éléments d'alliage carburigènes permet de stabiliser la perlite jusqu'à la température de 600 °C et de retarder le gonflement. Si une pièce est destinée à travailler à des températures supérieures, on choisit une matrice ferritique à condition de ne pas dépasser la température de transformation de la ferrite en austénite, [11].

En présence d'éléments carburigènes, la graphitisation est considérablement ralentie ; à partir de 0,2 % de chrome, l'élimination complète des carbures devient pratiquement impossible, [12].

De plus, si une pièce possédant en partie, ou en totalité, une structure incluant de la perlite, est soumise à des sollicitations thermiques suffisamment importantes, il peut se produire une décomposition de la perlite en ferrite et graphite.

Cette décomposition entraînera, d'une part, une modification du comportement et, d'autre part, un gonflement de la matrice, générateur de variations dimensionnelles ou de contraintes internes. Ces changements d'encombrement comme le gonflement sont causés par les variations de masse volumique entre les constituants (graphite : 2500kg/m³, cémentite : 7400kg/m³, ferrite : 7900kg/m³, perlite: 7780 kg/m³), [13]. La masse volumique des fontes à graphite sphéroïdal diminue lorsque la quantité de graphite augmente, en raison de la faible masse volumique du graphite, et varie de 7100 kg/m³ pour les nuances ferritiques à 7200 kg/m³ pour les nuances perlitiques, [14].

L'augmentation de la teneur en graphite de 1 % diminue la masse volumique d'environ 200 à 300 kg/m³ et la ferritisation d'une matrice entièrement perlitique diminue la masse volumique de 80 à 250 kg/m³, [15].

I-9. DEFAUTS ET ANOMALIES.

Les discontinuités dans les fontes, comme les autres alliages métalliques, lorsqu'ils sont coulés en pièces, sont nombreuses et constituent des défauts à la surface ou en volume; on observe les défauts de surface et de volume. Les microfissures diminuent significativement la résistance du matériau. La porosité comme la retassure provient du passage du métal liquide à l'état solide, et sont la conséquence du retrait. Les microporosités ne sont que des porosités ayant des dimensions de l'ordre du micromètre. Elles sont clairsemées dans tout le volume du matériau, mais aussi peuvent être localisées en une zone déterminée ; ce qui facilite dans ce dernier cas leur neutralité. Ces pores peuvent être reliés à la surface, ou ils peuvent être complètement internes. La porosité isolée ne dégrade pas normalement les propriétés statiques, comme la résistance à la traction, elle influence fortement la tenue aux sollicitations engendrées par la fatigue thermique. Cependant si les pores coalescent et forment une cavité assez étendue cela peut nuire à la résistance du matériau, car l'aire de la section du métal formant par exemple l'éprouvette servant d'échantillon peut être fortement réduite, et le vide sera important dans la structure métallique. Elles sont le produit du retrait mais aussi des gaz.

I-9.1. La porosité du gaz.

Elle est provoquée par l'absorption de gaz, qui est généralement de l'hydrogène, dans le métal liquide avant qu'il ne se solidifie. Aux températures élevées dans la fonte liquide, l'hydrogène moléculaire se décompose en hydrogène actif qui se dissout dans le métal.

La solubilité de ce gaz dans les métaux liquides augmente brusquement avec la température, figure 10.

Dans cette figure on a l'évolution de la solubilité de l'hydrogène dans du fer et du nickel. On assiste à une augmentation du gaz qui vers 1400°C elle s'élève brusquement pour passer de 8-16 cm³/100mg à 28-40 cm³/100mg dans l'état liquide et ne cesse de croître.

Donc les métaux à l'état liquide avec l'élévation de la température, absorbent des quantités importantes d'hydrogène. La solubilité évolue suivant la loi de Sieverts : la quantité de gaz est directement proportionnelle à la racine carrée de la pression partielle.

D'habitude, on procède à l'évacuation de l'H par des traitements appropriés comme le dégazage, mais subsistent toujours des quantités qui vont rester dans le métal liquide, et qui une fois refroidie on assiste à la formation de ces petites cavités remplies d'hydrogène.

La présence des inclusions non métalliques joue un rôle sur la formation de porosité de gaz, car la nucléation des pores en absence de substrat.

I-9.2. Les pores de retrait.

Il faut distinguer le retrait du métal liquide du retrait de solidification et du retrait du métal solide.

Le retrait de solidification se produit au point de fusion quand on assiste au passage de l'état liquide à l'état solide, donc au cours de la solidification.

Le changement de volume est habituellement compensé lors de la conception du moule et de la technologie de la pièce. Les parties additives, les canalisations accompagnant la pièce brute et servant de système d'alimentation permettent le métal liquide de remplir les zones restées vides. Et les pores provenant du retrait se trouvent souvent dans des zones éloignées que le système de compensation en liquide ne peut atteindre. Par exemple, le réseau interdendritique est difficilement accessible et on assiste à la formation de porosité. Il est particulièrement difficile à éliminer. La figure 11 donne une représentation schématique de ces deux types de porosité d'origine différente. Celle provenant du retrait a tendance à suivre les directions des bras et les formes dendritiques le long des joints de grain, alors que celle provoquée par le gaz se produit est répartie à travers la matrice.

Le retrait de l'état solide se produit une fois que tout le métal est devenu solide, et refroidit jusqu'à la température ambiante, il se manifeste surtout par des contractions du métal, d'où une meilleure maîtrise du modèle de la pièce ; car ces contraintes issues de ces variations de dimensions peuvent emmener à la fissuration du métal.

Le tableau 6 donne pour quelques métaux le taux de variation du volume sur le point de fusion en pourcent. Le comportement des matériaux métalliques peuvent donner aussi bien un gonflement comme le cas du Silicium, ou une diminution de volume. Les fontes lorsqu'elles passent à l'état liquide subissent un gonflement selon le taux du Silicium présent dans la composition chimique.

Donc sur la formation de la structure et des défauts, qui peuvent apparaître dans les pièces coulées, la solidification a une influence importante.

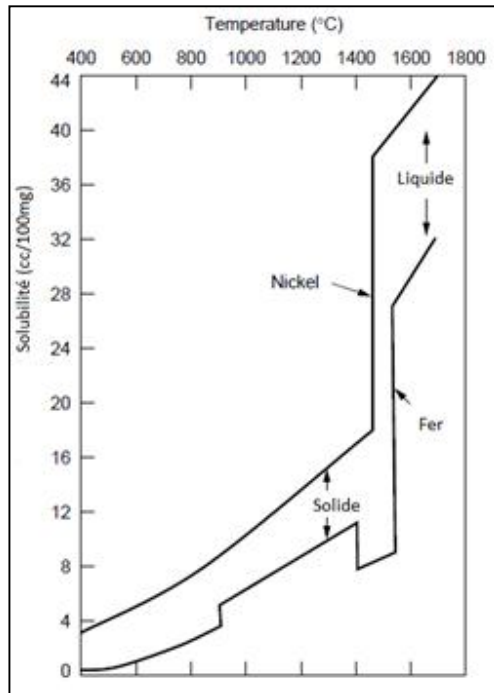


Figure 10. Solubilité de l'H dans le Fe et le Ni en fonction de la température.

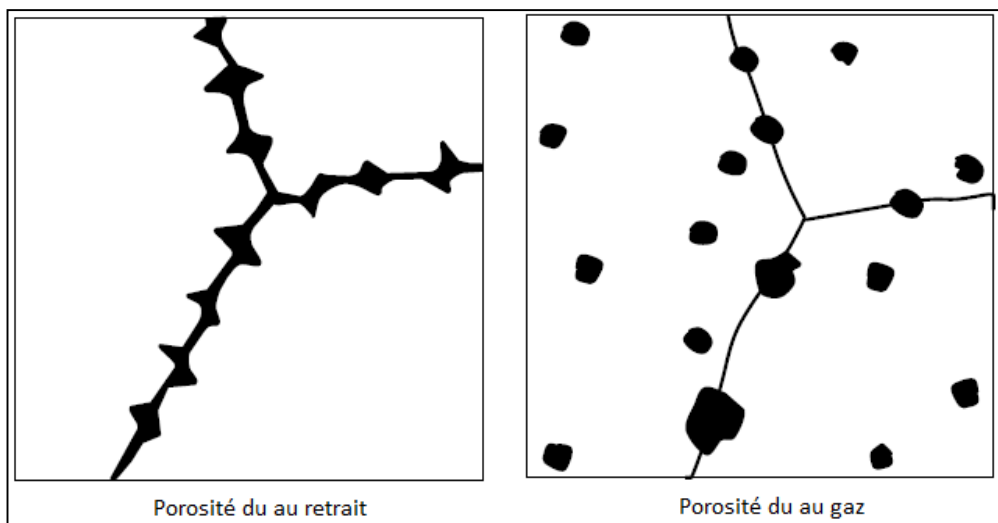


Figure 11. Comparaison de la porosité du au retrait et du au gaz.

Métal	Structure	Variation du volume à la fusion, %
Al	CFC	6
Au	CFC	5,1
Si	Diamant cubique	-12
Fe	CC	3,4
Nb	CC	0,9

Tableau 6. Valeur de la variation de volume au point de fusion des métaux.

I-10. SOLIDIFICATION DES METAUX FERREUX.

Le procédé de coulée des pièces conditionne l'étape de solidification, une coulée en sable donnera des structures et une constitution assez différente qu'une coulée dans un moule permanent.

Aussi les alliages eutectiques ou proches du point eutectique se solidifient différemment que les alliages avec un intervalle de solidification. Les fontes ont de bonnes propriétés de fonderie et se prêtent assez bien au moulage. Elles ont une coulabilité due à leur aptitude à remplir convenablement un moule même si les épaisseurs sont minces, et une température de fusion relativement basse du fait qu'elles sont proches du point eutectique. Elles sont très utilisées comme alliages de fonderie.

I-10.1. Solidification d'une fonte grise hypoeutectique.

La solidification d'une fonte ayant un pourcentage de C inférieur au point eutectique est représentée sur la figure 12.

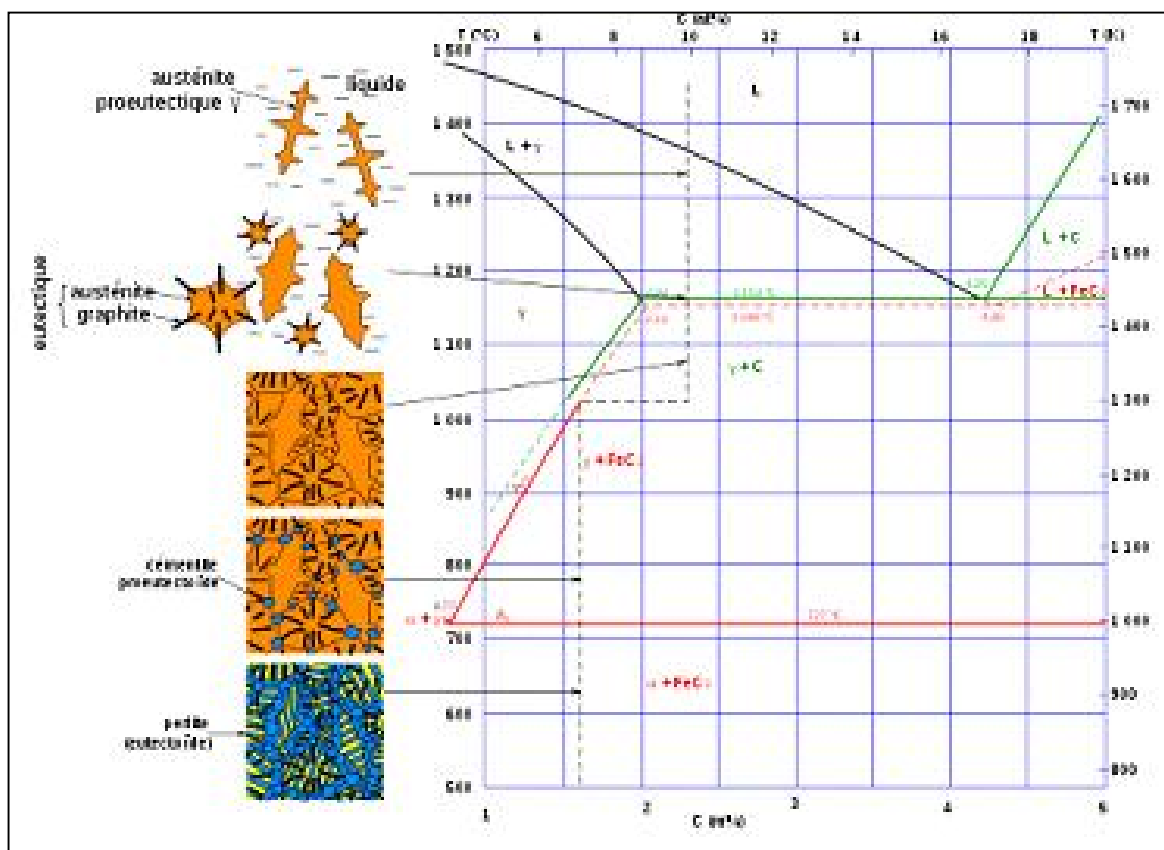


Figure 12. Solidification d'une fonte grise hypoeutectique.

Le métal liquide en se refroidissant près du solidus est le siège de germination et croissance de grains d'austénite dendritiques dans le liquide. Refroidit à 1153 °C, correspondant au palier de solidification, commence à apparaître l'eutectique formé de graphite lamellaire et d'austénite contenant 2,03 % C. Quand la solidification arrive à son terme le

graphite se développe sous forme de lamelles au détriment de l'austénite qui s'appauvrit en Carbone.

Tenant compte de la vitesse de refroidissement, par exemple la pièce est coulée dans un moule en sable ou avec un autre procédé, et le rôle que peuvent jouer les éléments d'alliage, l'alliage en refroidissement peut évoluer dans le diagramme métastable ou dans le système stable.

Si l'on agit du système Fe-Fe₃C, les lamelles de graphite n'évoluent plus et restent ainsi. L'austénite continue de se transformer comme un acier hypereutectoïde, c'est-à-dire on observera la germination et la croissance du carbure aux joints des grains austénitiques et à 727 °C, on a la transformation de l'austénite en perlite (eutectoïde) constituée de lamelles de ferrite et lamelles de cémentite.

La structure d'une fonte hypoeutectique, c'est-à-dire quand la teneur en C est comprise entre 1.7 et 4.3%, est montrée dans les micrographies suivantes. La figure 13 montre une micrographie correspondant à la structure d'une fonte blanche dans lesquelles coexistent les phases de cémentite et de perlite.

La figure 14 présente la structure d'une fonte grise dans laquelle le graphite est présent sous forme lamellaire dans une matrice ferrito-perlitique.

Dans un même échantillon peuvent être présents plusieurs types de microstructures. La figure 15 présente différentes structures que peut avoir une fonte grise ou blanche.

I-10.2. Interface de solidification.

Initialement on a deux corps en contact : le métal liquide et le moule. Lorsque commence le processus de solidification, il y a une croûte solide métallique qui se forme en contact avec la paroi du moule.

On a alors trois couches : le moule qui prend la chaleur, la couche de métal solidifié collée à la paroi du moule, et le métal encore liquide en contact avec la couche métallique solidifiée.

Au niveau de l'interface solide-liquide de solidification, et en fonction de la manière dont la chaleur est évacuée, on peut avoir trois types de croissance du solide dans le milieu liquide: un front plan, un front avec une évolution cellulaire, ou avec une formation dendritique, figure 16. La figure 17 montre les trois types de croissance au cours de l'évolution de la solidification. Cette figure présente la vue de côté de l'échantillon en solidification, la vue de face, et l'évolution de la température. Quand on a une solidification en cours une fois l'interface formée en x_0 avec un gradient thermique positif, la chaleur est évacuée du métal encore liquide par conduction vers la couche solidifiée. Comme le gradient de chaleur est linéaire et uniformément perpendiculaire à l'interface, le front est tout le temps lisse et la croissance sera plane dans le liquide, le schéma a de la figure 16. La vue de côté montre la séparation plane du liquide et du solide, alors que la vue de face ne montre aucune discontinuité dans le front, le profil de température montre une continuité de la répartition thermique avec deux pentes différentes selon qu'on est dans la phase liquide ou dans la phase solide de manière que l'abaissement de la température est continu.

Quand la température diminue en avant de l'interface de solide-liquide, se produit une croissance cellulaire ou dendritique. Sur la figure b et c on voit qu'on a une même allure du

profil de température, seulement la différence est dans la phase liquide où on voit que les valeurs sont moindres pour le cas noté c. La température au niveau de l'interface notée T_m est plus élevée.

La différence est une question de degré de surfusion. Une grande valeur de surfusion tend à assurer une croissance dendritique et de faibles valeurs de surfusion permettront une croissance cellulaire.

I-10.3. Surfusion thermique.

Par rapport à l'interface la température est moins élevée dans le liquide et aussi dans le solide. La croissance en cellule se produit quand l'interface devient instable, on assiste alors à un passage vers une cellule type qui se forme à cause de la variation et de l'instabilité du front. L'instabilité provient du fait que la partie qui est légèrement en avant dans le front, se développe dans le métal liquide de température plus basse.

Ces parties formées s'isolent car elles évacuent leur chaleur latente dans le liquide adjacent qui voit sa température augmenter. De même des pics de température donnent parallèlement le même phénomène et on assiste à la formation des cellules qui se forment avec l'avancement de la solidification.

La formation en dendrites est une autre manifestation de croissance cellulaire dans laquelle les fluctuations se développent aux cotés. A une surfusion élevée avec une grande vitesse de croissance les cellules se développent dans partie progressant rapidement, parfois de géométrie complexe en forme d'arbre.

Les bras secondaires des dendrites se développent à la perpendiculairement au bras primaires. Comme bras primaire solidifié dégage sa chaleur latente, la température immédiatement dans la zone à côté augmente. Ceci crée une inversion de la température dans le liquide avec les bras primaires. De même pour les ramifications secondaires et tertiaires.

L'espacement entre des bras est proportionnel à la quantité de chaleur prise par le moule. Un refroidissement rapide produit de petits espacements de bras de dendrite.

I-10.4. Surfusion de constitution.

Le cas des métaux purs font l'objet beaucoup plus des inversions de températures, alors que les alliages où les dendrites sont beaucoup rencontrées à cause de la surfusion constitutionnelle. Cette surfusion est provoquée de la ségrégation des éléments d'alliage rejetée dans le liquide en avant de l'interface.

Ceci entraîne une concentration supplémentaire des éléments d'alliage et entraîne une diminution du point de fusion dans le liquide, qui peut prendre une valeur plus basse que la température du milieu, et donc le liquide en ce point deviendra constitutionnellement surfondu; parce qu'il y a eut 'un changement dans la constitution du liquide.

Cette notion de surfusion apparaît dans le diagramme FE-Carbone selon qu'il se refroidit dans un état stable ou hors d'équilibre. La différence entre le point C et C_0 correspondant au point eutectique selon qu'on a le fer-graphite ou le fer-cémentite, augmente avec le pourcentage en Si ; au-delà de 1.7% de Si on assure théoriquement une différence de température assez importante pour favoriser la formation du carbone libre.

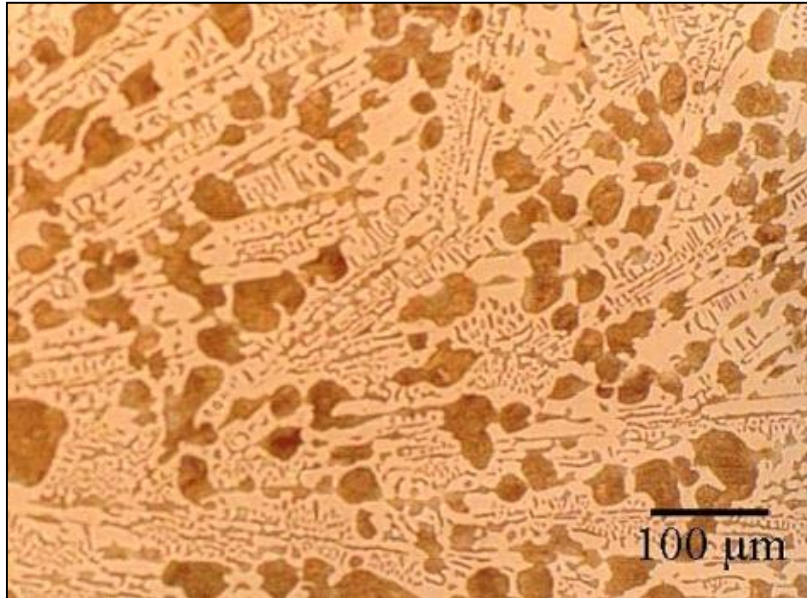


Figure 13: Microstructure d'une fonte blanche (GL96-400, Nital 2%).

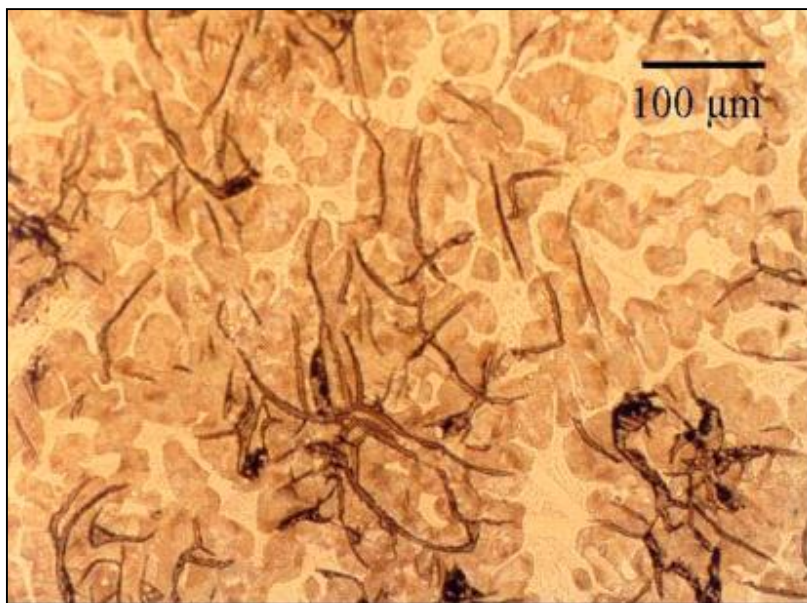


Figure 14. Microstructure d'une fonte grise, (GL94-109, Nital 2%).

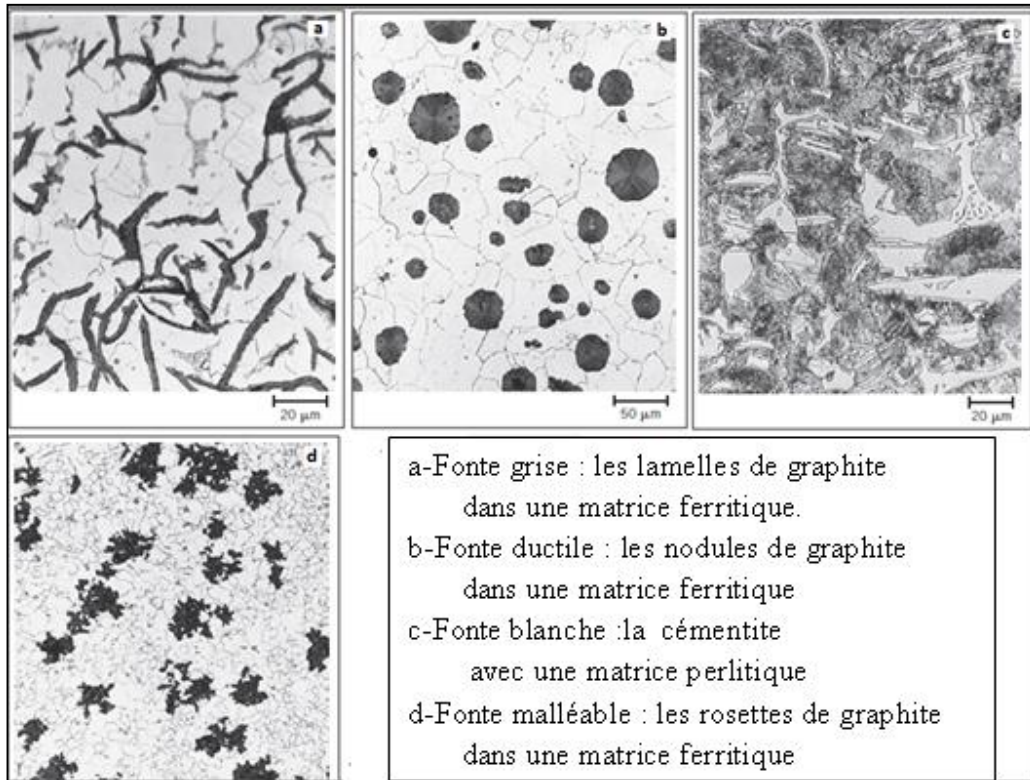


Figure 15. Microstructure des fontes.

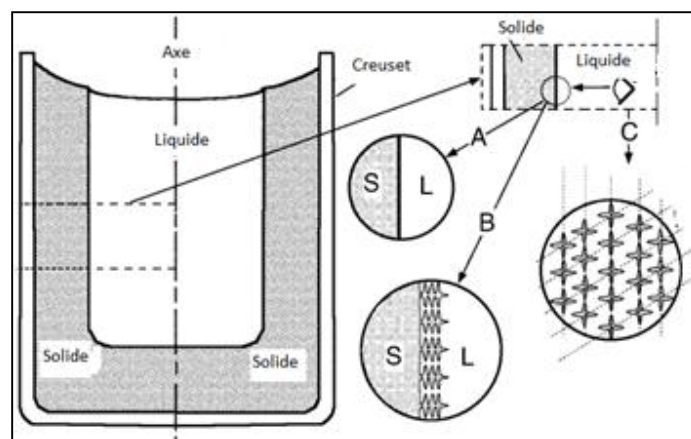


Figure 16. Schéma de la formation du front de solidification, [16].

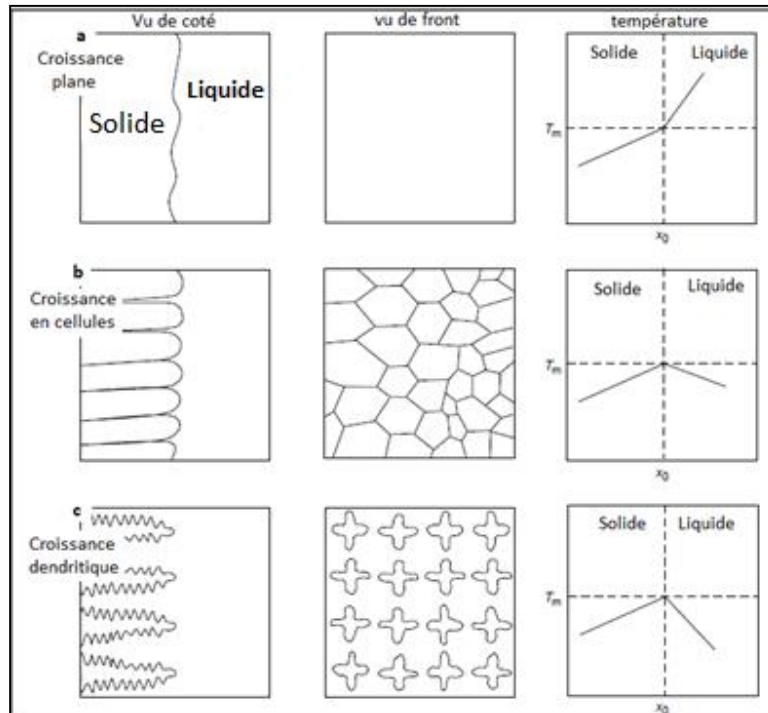


Figure 17. Type de croissance au cours de la solidification, [16].

I-10.5. Les cellules eutectiques.

L'eutectique austénite-graphite, qui constitue la partie généralement prépondérante de la structure des pièces en fonte grise, se développe normalement sous la forme de cellules grossièrement sphériques dont la dimension finale détermine le grain de la fonte.

Le graphite prend alors la configuration en rosettes, chaque rosette formant si l'on peut dire, le squelette graphitique d'une cellule eutectique. Une rosette de graphite est un ensemble connexe de lamelles plus ou moins ramifiées qui se développent radialement au cours de la solidification eutectique (vers 1150 °C) en entourant d'une gaine d'austénite, depuis le centre jusqu'au bord de la rosette, où se concentrent les impuretés et le phosphore. A la fin, le liquide résiduel forme soit une sorte de joint entre les cellules, soit des gouttes isolées à l'intérieur de ces dernières.

Les réactifs métallographiques appropriés, sensibles aux microségrégations, ou par le simple repérage de la disposition des cristaux phosphoreux seuls sont assez abondants permet une mise en évidence de ces réseaux.

On peut aussi avec des observations métallographiques apprécier la grosseur du grain qui est en relation avec les caractéristiques mécaniques. La régularité de la répartition granulométrique de ces cellules au sein de la pièce a aussi des conséquences sur certaines propriétés comme la résistance à l'usure. Cela ne signifie pas que le graphite soit ainsi nécessairement du type B ; en effet, à l'intérieur des cellules, le graphite peut prendre les formes A, D ou E, avec la seule condition de principe que la dimension maximale apparente des particules de graphite soit inférieure au diamètre des cellules ; la dimension de et la répartition du graphite varient souvent radialement, du centre au bord d'une même cellule. Cependant, dans

certain cas, peu fréquents en pratique, la cellule eutectique apparaît difficilement ou même n'existe pas.

Les cristaux d'eutectique phosphoreux, figure 18, ont généralement une répartition en réseau (plus ou moins continu), chaque maille entourant une cellule eutectique. Les cristaux d'eutectique phosphoreux ont une dureté plus grande que la matrice, mais variable de 400 à 900 HV suivant la proportion de la phase carbure car celle-ci est plus dure que le phosphore.

La tendance à la stabilisation du carbure dans l'eutectique phosphoreux est accrue du fait des micro ségrégations qui, très généralement dans les fontes grises, l'enrichissent en manganèse et en impuretés carburigènes (Cr, Mo,...) de même qu'elles l'appauvrissent en silicium et en impuretés graphitisantes (Ni, Cu,...).

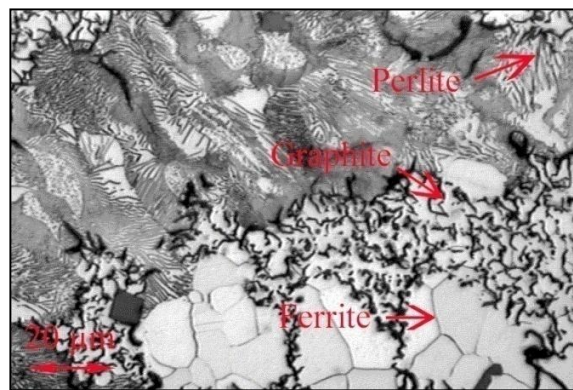


Figure 18. Eutectique phosphoreux (steadite) dans une matrice perlitique, (Nital 2%).

Finalement, le réseau formé par les joints des cellules eutectiques est la partie la plus dure du matériau, et son importance peut même être réglée par la teneur en phosphore. On comprend qu'en pratique, pour certains problèmes d'usure avec lubrification (chemises par exemple), le réseau phosphoreux puisse conférer aux pièces des propriétés d'utilisation avantageuses.

I-11. FATIGUE THERMIQUE ET PHENOMENE DE FISSURATION.

Les augets travaillent dans des conditions sévères de température élevée. Elles peuvent faire l'objet de fatigue thermique ou subir des chocs thermiques qui emmènent à une dégradation partielle ou totale.

La fatigue thermique est définie comme la détérioration progressive entraînant la fissuration d'un matériau soumis à une alternance de refroidissement et de chauffage provoquant des variations gênées d'expansion ou de contraction. Elle concerne beaucoup de composants et pièces, qui travaillent sous un cycle de températures élevées à l'image des cylindres de laminoirs à chaud et des moules métalliques, mais aussi entre autres les palettes des turbines, les outils de forgeage, et les échangeurs de chaleur. **Le choc thermique** est provoqué par un brusque changement thermique qui entraîne la rupture du matériau ; il est considéré comme un couple thermique et mécanique pas aussi répétitif dans le temps, du fait qu'à cette brusque variation de température le matériau rompt.

Au cours des cycles répétés de chauffage et refroidissement se développent dans le matériau des gradients thermiques. Ces variations de température entre un point et un autre ou une zone et une autre, provoque la diminution ou l'augmentations du coefficient de dilatation selon la température. Ces contractions ou ces expansions gênées, entraînent la formation au sein du matériau de contraintes d'origine thermique qui peuvent se développer et dépasser la résistance du matériau. Elles se manifestent par un faïençage observé à la surface et un phénomène de fissuration, figure 19 en surface ou en profondeur, [17]. Les fissurations augmentent et font rompre le métal. Certains travaux pour l'étude d'acier de composition bien déterminée ont montré que le réseau de fissures commence à apparaître au bout de 50.000 cycles. Donc ce n'est qu'après un nombre de cycles que les fissures se développent et deviennent visibles optiquement ou électroniquement.

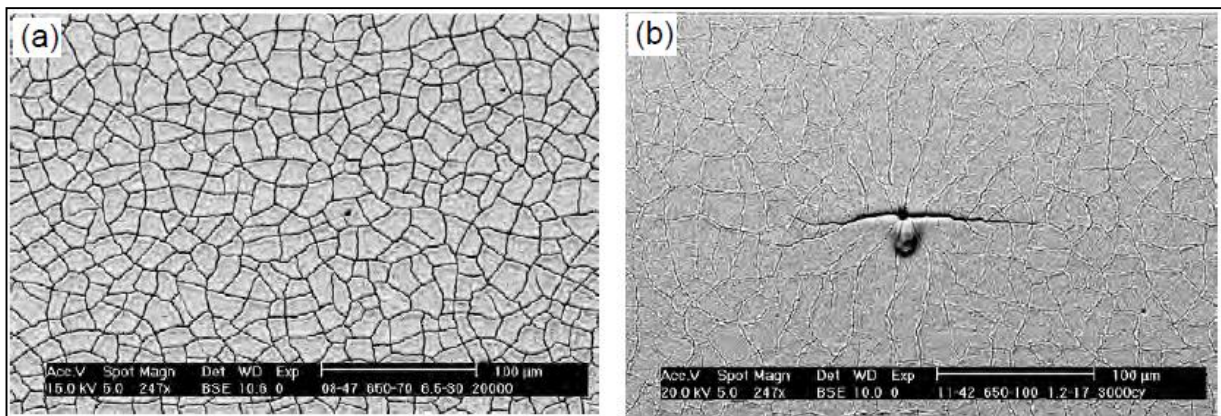


Figure 19. Micrographies montrant le phénomène de faïençage (a) et l'apparition d'une fissure (b), [17].

Il est connu à travers la bibliographie que les facteurs qui déterminent la détérioration extérieure dans la fatigue thermique relèvent du processus, du matériel, et de la structure mise en jeu, [18], tels que :

- le niveau du maximum de la température, l'amplitude des cycles thermiques, le rapport des cycles et la fréquence du cyclage auxquels le matériau est soumis constituent les paramètres du processus; alors que la dilatation, la conductivité, la diffusivité sont les paramètres physiques sans omettre les propriétés mécaniques. L'oxydation, la présence de carbure, les transformations de phases interviennent comme paramètres au niveau de la structure du matériau.

L'étude de la fatigue thermique est fortement rencontrée pour les aciers et peu pour les fontes.

Ces problèmes font toujours de nouvelles investigations et des moyens et méthodes nouvelles sont constamment édités, [19].

Vu la complexité, cela exige fréquemment l'utilisation de la simulation expérimentale avec des hypothèses souvent simplificatrices, [20]. Le cas de la coulée continue des cylindres utilisés dans l'industrie sidérurgique en est un exemple. La détérioration de leur surface est provoquée par l'usure mécanique, les charges thermiques et la répétition des cycles de température capables de conduire le cylindre à rupture, en tenant compte de la constitution structurale si elle comporte des carbures qui jouent le rôle de dentaille tout comme les lamelles de

graphite, [21]. Pour les matrices contenant de la martensite il a été observé pendant le cycle, la structure martensitique en latte combinée avec une densité de dislocation élevée ainsi que la présence des carbures le long des interfaces des lattes favorise l'endommagement, [22].

Pour ce qui est des cylindres de laminaires on fait recours aux revêtements. On renforce le corps avec une couche de matériau noble comme un acier inoxydable martensitique. Une étude, [23], a porté comme étant la couche extérieure sollicitée thermiquement sur un acier inoxydable contenant 0.1% C, 12% Cr, 2.45% Ni, et 1.25% Mo, le X12Cr13. Cette nuance d'acier sert de couche noble de travail extérieure au cylindre constitué de ferrite, le 25Cr4). L'échantillon avec le dispositif est présenté sur la figure 20.

Le phénomène a toujours été vu sous un angle de chaleur et de mécanique. Trois modes de transmission de la chaleur sont mises en jeu. Le chauffage de l'échantillon provoque un flux thermique qui va pénétrer dans le matériau par conduction. Il est refroidi de l'intérieur avec de l'eau et de l'extérieur avec de l'air. L'équation de la chaleur pour la conduction dans le matériau est :

$$\rho C_{\square} \frac{dT}{dt} - \lambda \Delta T = Q$$

où Q est le flux thermique, ρ est la masse volumique, C_{\square} est la chaleur spécifique, et λ est la conductivité thermique.

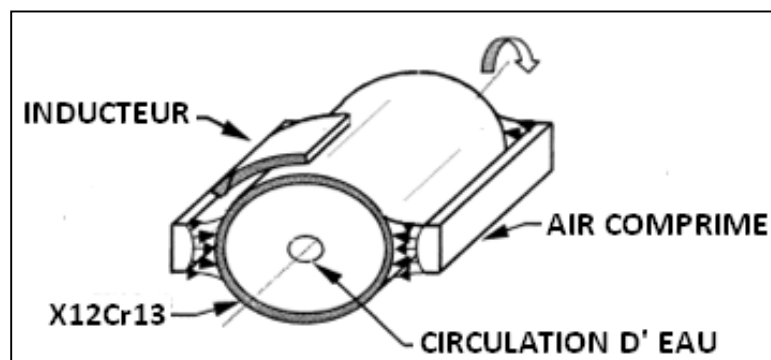
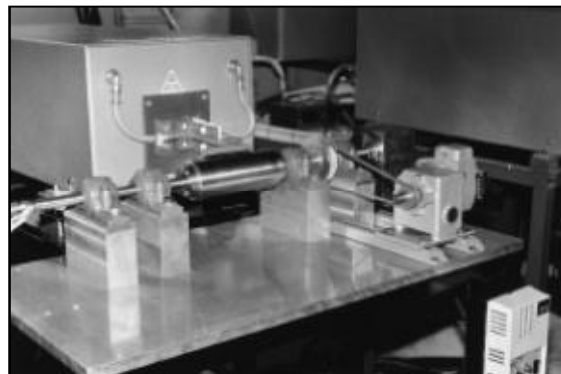


Figure 20. Dispositif et schéma pour la fatigue thermique, [23].

A la face intérieure et extérieure l'équation de Newton décrit l'évolution de la température. Lorsque la chaleur provenant du matériau est prise par l'eau ou par l'air on écrit un bilan thermique en égalisant la loi de Fourier avec la loi de Newton :

$$\Phi = -\lambda \frac{dT}{dr} = h_{\text{conv}}(T_{\text{ext}} - T_{\text{int}})$$

Le coefficient de l'échange de chaleur par convection h_{conv} prend des valeurs approximatives entre 5000 et 6500 W/m² deg. Dans la loi de Newton les températures aux faces ou du milieu ambiant peuvent être accessibles et mesurées. la température mesurée maximum était presque 500°C, assez proche de la température la plus élevée des conditions réelles. Les plus basses températures ont été mesurées près de l'axe central et sont de l'ordre de 40°C.

L'auteur a noté des gradients de chaleur qui sont produits radialement entre la surface enduite et l'axe de cylindre, et aussi tangentiellment entre un point de la surface qui est à une température maximale et à un point différent de la surface qui est à la température minimum. Il définit ainsi trois axes.

Il a observé qu'après 150 cycles thermiques de fatigue avec un maximum de 500°C, suivis de 100 cycles additionnels à 700°C, aucun dommage de fissuration n'était apparent sur la surface du cylindre.

Le calcul des contraintes thermiques une fois le champ thermique obtenu a permis de tracer, figure 21, l'évolution de la contrainte thermique engendrée par le cyclage thermique. D'après les résultats de ce auteur aucun schéma n'est présenté pour quantifier la fissure du moment qu'elle n'a pas été obtenue et que le nombre de cycle n'a pas fait l'objet de variation.

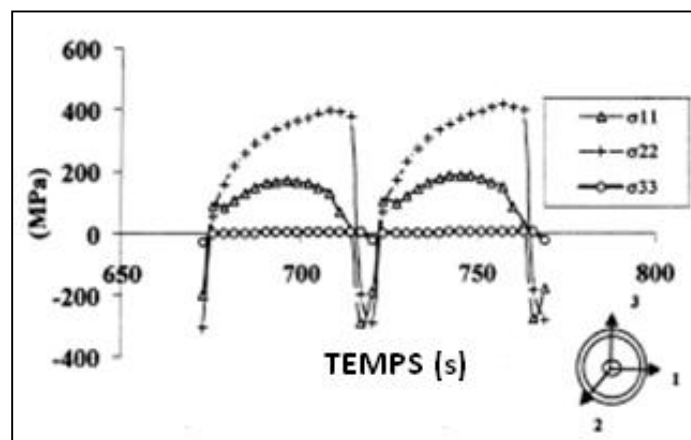


Figure 21. Evolution de la contrainte thermique.

Mais de manière générale une fois la fissuration est présente, comme le cas des défauts issus de l'étape de solidification, la fatigue et les sollicitations thermiques ne feront que favoriser sa propagation. L'amorçage d'une fissure peut être initié aussi par une trempe mal conduite dans des endroits géométriques où on a une concentration de contraintes.

Les installations pour l'étude du comportement à la fissuration, sont nombreuses et dépendent des travaux étudiés. L'acquisition des données thermiques est importante, mais aussi il faut déterminer avec soin les points où la prise de température doit être faite. Le système de refroidissement comme aussi l'intensité de l'inducteur doivent être convenablement menée, ainsi que la forme et les dimensions des échantillons.

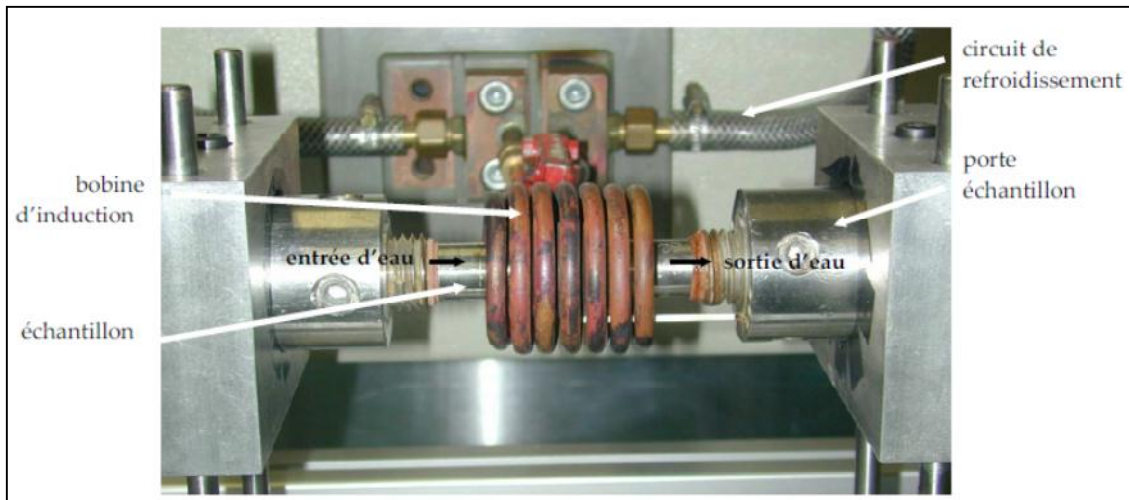


Figure 22. Installation pour fatigue thermique.

Pour ce qui est du choc thermique une série de cycles de chauffage et refroidissement par induction a été imposée sur la face intérieure d'échantillons sous la forme de bagues creuses. Les dimensions de ces bagues sont une hauteur de 35 mm, un diamètre intérieur de 45 et extérieur de 65 mm. Ces bagues ont été percées de deux trous longitudinaux de 4mm, figure 23.

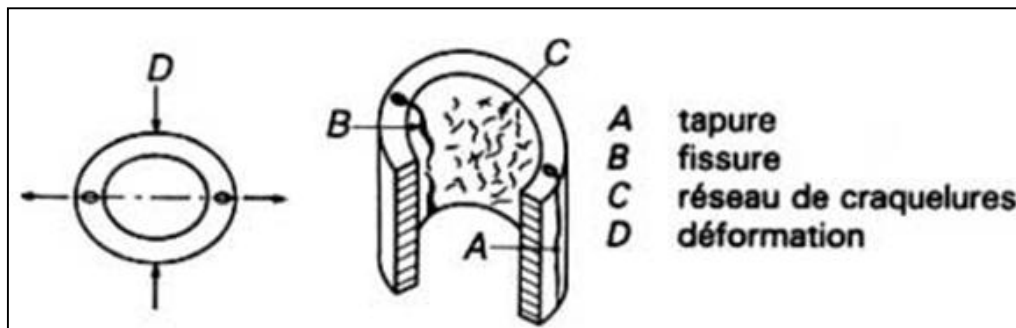


Figure 23. Endommagement des éprouvettes d'essai de choc thermique.

Le cycle se compose d'un chauffage en 4s depuis l'ambiante jusqu'à 850°C, puis on refroidit à l'air libre pendant 5mn, et on recommence un autre cycle. On a imposé une température de 850°C qui est atteinte à partir de l'ambiante en 4 s. Une fonte de qualité réussie arrive sans endommagement jusqu'à une vingtaine de cycles avant l'apparition de fissuration.

Le fait de chauffer jusqu'à une température aussi élevée que 850°C en un temps aussi court expose la pièce en fonte à des chocs thermiques plus ou moins violents.

On a l'habitude de distinguer dans l'endommagement causé par des chocs thermiques la tapure de la fissuration et aussi les craquelures. La tapure est une rupture complète dès le premier ou second cycle thermique; la fissuration est une rupture majeure progressant à chaque cycle thermique; les craquelures se manifeste par un réseau superficiel qui apparait généralement après de nombreux cycles); des déformations de la pièce peuvent suivre et avoir lieu.

Pour définir un effet d'un choc thermique, ce n'est pas seulement la température maximale atteinte mais il faut préciser si elle dépasse éventuellement le point de transformation Ac_3 de la fonte, ce qui entraîne des conséquences plus graves.

Il faut noter aussi les vitesses de chauffage et de refroidissement et comment elles sont étalées sur la durée du cycle ; et les occasions issues de l'histoire thermique ou de service du matériau comme la corrosion, les contraintes mécaniques extérieures, les maintiens en température.

Les essais de l'étude d'où est tirée la figure 23 ont montré l'effet des éléments d'alliage sur le choc thermique. Un avantage des teneurs en carbone assez élevées (3,7 à 4,0 %) compatibles avec des teneurs en phosphore pouvant atteindre 0,5 % au moins. Le phosphore est au contraire très nocif dans les fontes à bas carbone; les basses teneurs en soufre (0,03 %) sont favorables. La structure de la matrice a peu d'influence (perlite ou ferrite). La ferritisation par recuit ne se justifie pas en général.

En cas de choc thermique à haute température comme 850°C, les éléments d'alliages usuels sont plutôt défavorables.

Pour un choc thermique à température modérée aux environs de 530°C, 0,6 % de molybdène ou 0,15 % de cuivre peuvent avoir un effet favorable.

Pour l'ensemble des fontes, il y a des corrélations de la résistance au choc thermique avec le coefficient de dureté, [24].

I-11.1. Propagation des fissures.

La définition de la propagation de la fissure dépend de l'échelle de longueur considérée. Fondamentalement, on peut définir le déclenchement de la fissure quand les forces de cohésion atomiques sont dépassées et provoque l'écartement entre deux surfaces ou plans. A une échelle plus grande par exemple, la taille de grain, ou le diamètre moyen des précipités ou des pores en présence dans le matériau. La propagation est le développement des fissures en tant que déjà présentes. Elles augmentent avec le nombre de cycles, figure 24.

Une microfissure de longueur «a» une fois qu'elle existe peut se développer et devenir aussi importante que cela devient nécessaire de procéder au remplacement de la pièce. La sensibilité à sa propagation se fait souvent sur des éprouvettes de flexion instrumentées, placées sous une charge vibrante, des variations de la vitesse $\Delta a/\Delta N$ en fonction de l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK . Ce facteur d'intensité est calculé d'après les cotes de l'éprouvette, la charge à laquelle elle est soumise, et la longueur de la fissure. On définit pour ce facteur d'intensité deux cas limites : ΔK_{lim} qui caractérise une fissure lorsqu'elle ne développe pas et $\Delta K = K_{\text{lim}}$ qui correspond à une rupture immédiate. Le domaine intermédiaire est régi par la loi de Paris:

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = C \Delta K^n$$

Avec Δa est l'accroissement de la longueur de la fissure et N est le nombre de cycles entre les deux mesures consécutives de a . La variation K amplitude de variation de K au cours du cycle, C et n paramètres. Il a été observé que les fontes grises sont plus aptes à la propagation de la fissure comparé aux aciers et fontes GS, [23], par exemple de 100 fois plus pour $\Delta K = 20$ MPa.

les fontes grises sont les mieux placées car elles sont les plus résistantes à la traction, ayant K_{Ic} le plus élevé.

Quoique cette équation empirique est simple, où on a deux constantes pratiques C et n , la loi de Paris est devenue la pierre angulaire de l'utilisation de la mécanique de la rupture ; cependant, ainsi présentée sous sa forme originale, cette loi est une simplification car beaucoup de paramètres ne figurent pas.

La propagation de la fissure relève de la mécanique de la rupture qui a pour objet essentiel l'étude de la fissuration des matériaux. Elle décrit en détail le développement plus ou moins rapide de ces fissures à différentes échelles d'observation, micro/macro/méso. Elles peuvent être issues de l'élaboration de l'alliage, ou de la mise en forme de la pièce, ou de l'utilisation de la pièce en cours de service.

D'abord développée pour l'étude des parois épaisses en acier à haute limite d'élasticité (marine) et des parois minces en alliages d'aluminium (aviation), la mécanique de la rupture s'étend à des cas moins extrêmes, et les fontes ont déjà fait l'objet de nombreux travaux de laboratoire.

La rupture des fontes grises est due au développement rapide et brutale des microfissures formées dans la matrice par les lamelles de graphite qui sont déjà des entailles dans le matériau et les valeurs mesurées de K_{Ic} sont plutôt faibles. Ce facteur critique, permet de calculer la charge limite entraînant la destruction d'un élément de forme quelconque constitué du même matériau pré-fissuré, dit aussi ténacité à la rupture du matériau. Il s'exprime en $\text{MPa}\sqrt{\text{M}}$ car, selon la théorie, la contrainte répartie qui, dans des conditions simples et déterminées, ouvre et propage une fissure plate de longueur a est de la forme :

$$\sigma = K_{Ic} / \sqrt{\pi a}$$

d'où la dimension de K_{Ic} de 25 à 40 $\text{MPa}\sqrt{\text{M}}$. Il varie dans le même sens que la résistance à la traction.

A titre d'exemple pour un acier donné, [25], la constante de proportionnalité C est de 5.19×10^{-11} , alors que l'exposant n est de 2.25 ; $\Delta\sigma$ est fonction du diamètre du grain d liée par la relation $\Delta\sigma \approx 1.7 + \sqrt{d}$.

La diminution de l'ordre du facteur d'intensité a comme conséquence une propagation régulière de la fissure de fatigue thermique sur une surface striée plutôt qu'une croissance accélérée, qui se produit habituellement sur les surfaces lisses, [26].

I-12. CARACTERISTIQUES MECANIQUES ET PHYSIQUES DES FONTES GRISES.

I-12.1. Caractéristiques mécaniques.

Les propriétés mécaniques dépendent directement de la matrice de l'alliage. Dans les fontes GS le graphite en sphéroïdes donne des caractéristiques mécaniques proches de celles des aciers ordinaires.

Ces caractéristiques dépendent essentiellement de la constitution de la matrice. Mais on ne peut pas considérer la dureté d'une fonte comme complètement indépendante car le graphite agit par sa quantité et par ses dimensions par exemple sur la dureté. Alors que le module d'élasticité des fontes grises dépend peu de la matrice quelle soit perlitique ou ferritique mais beaucoup du graphite. La valeur du module d'élasticité des fontes grises est liée à la quantité de graphite, à la forme du graphite et à ses dimensions.

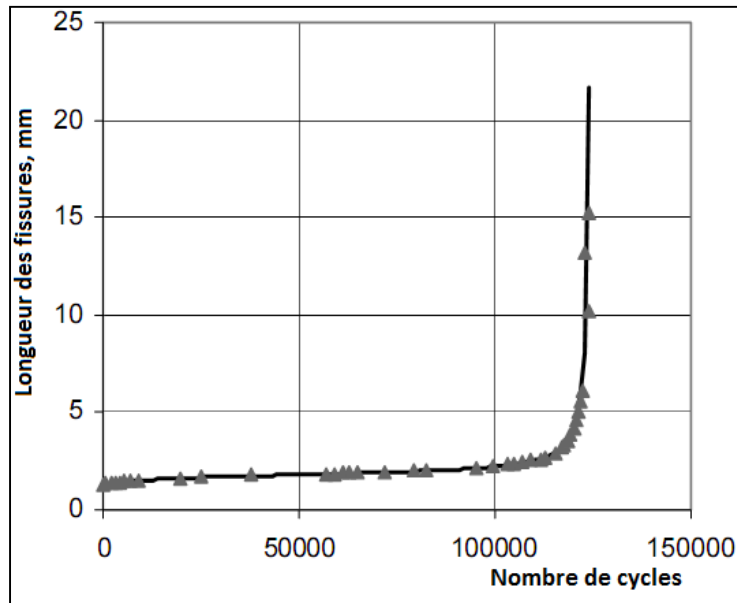


Figure 24. Evolution de la taille des fissures en fonction de ΔN , [27].

Dans le cas de graphite lamellaire, il est plus élevé que le graphite à une forme plus ramassée et une longueur plus faible que dans le cas de lamelles.

Il est voisin de voisin de 170 GPa pour une fonte à graphite sphéroïdal, de 140 GPa pour une fonte à graphite lamellaire très fin, et de 90 GPa pour une fonte à graphite lamellaire très grossier.

La forme et les dimensions du graphite ont d'ailleurs une influence aussi importante que la quantité de graphite.

Les fontes à matrice ferritique ont une résistance aux chocs assez élevée et se déforment assez bien plastiquement. Elles s'usent bien en plus du caractère lubrifiant du graphite. Leur dureté est de 100 à 150 HB.

L'allongement varie en sens inverse avec la dureté, il est de 10% à 25 % pour une fonte à matrice ferritique.

Les fontes à matrice perlitique ont une charge à la rupture très élevées et moins ductile. Elles sont obtenues en contrepartie d'une faible ductilité. Plus la perlite est fine et plus la dureté est élevée elle varie pour ces fontes de 170 à 270 HB. L'allongement est faible il est de 2 % si elle est perlitique, bainitique ou martensitique [4, 32].

Les fontes à matrice ferrito-perlitique ont des caractéristiques mécaniques comprises entre celles des deux fontes précédemment citées. Elles offrent un bon compromis entre résistance mécanique, ductilité et résistance à l'usure. L'allongement est de 3 à 7 %.

Ces nuances ont l'avantage d'être économiques car elles peuvent être obtenues à l'état brut de coulée sans soins particuliers en ce qui concerne les éléments d'alliage ou la vitesse de refroidissement.

Les éléments dissous dans la ferrite comme le silicium, le manganèse et le nickel influencent la dureté et la résistance mécanique. De même que la finesse des transformations perlitiques et de la martensite augmentent la dureté et la résistance, [4, 28] , tableau 7.

Matrice	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)
Ferritique	220-320	350-500
Ferrito-perlitique	320-370	500-600
Perlitique	420	700
Bainitique ou martensitique	480-600	800-900

Tableau 7. Résistances des fontes en fonction de la nature de la matrice.

Le comportement des propriétés mécaniques à des températures élevées pour ce qui est de la dureté et la résistance pour toutes les matrices est relativement constants jusqu'à environ 425 °C.

La charge à rupture varie peu jusqu'à 400 °C. Mais à partir de cette température, elle chute rapidement pour atteindre environ 100MPa à 700 °C. Cette chute est d'autant plus forte que la décomposition de la perlite.

L'ajout d'éléments d'alliage, comme le Cr ou Mo, qui stabilisent la perlite, peut augmenter la résistance à chaud. Le Mo a un avantage sur la tenue à chaud des fontes G.S. ferritiques. Une teneur de 2,5 % permet de faire varier la contrainte à rupture de 50 à 100 MPa à la température de 900 °C, [28].

I-12.2. Coefficient de dilatation thermique.

Le comportement à la dilatation des fontes est assez proches qu'elle soit GS fonte grise. coefficient de dilatation linéaire des fontes à graphite sphéroïdal est assez voisin de celui des fontes grises. Il y a un phénomène de gonflement qui intervient mais qui n'a pas réversibilité ;

A partir de 500°C, la dilatation linéaire des fontes à graphite sphéroïdal non alliées peut ne plus être rigoureusement réversible par suite de trois phénomènes.

Dans le cas des fontes perlitiques, le phénomène de graphitisation est lié à la décomposition progressive de la perlite en ferrite et graphite ce qui donne un gonflement irréversible. La matrice devient donc ferritique.

Lorsqu'une fonte à matrice ferritique est portée au-delà de la température Ac_1 la ferrite se transforme en austénite et ceci s'accompagne d'une contraction. L'austénite étant plus compacte que la ferrite, cette contraction de la matrice estimée à environ 1%. La transformation inverse donne lieu à une dilatation. Le coefficient de dilatation de l'austénite environ de $35 \times 10^{-6} K^{-1}$, est plus grand que celui de la ferrite qui est de $16 \times 10^{-6} K^{-1}$. En raison des variations dimensionnelles accompagnent cette transformation on a l'apparition de contraintes internes. Donc si la température d'une fonte ferritique ou devenue ferritique est autour de la température de transformation, la dislocation des joints des grains de la fonte entraîne un gonflement irréversible. Le troisième phénomène a lieu si l'atmosphère dans laquelle les pièces sont portées à température élevée est oxydante.

Les passages répétés du point Ac_1 entraînent un gonflement de la matrice. Le carbone dissout dans l'austénite, et venant des nodules de graphite, ne précipite pas nécessairement sur les nodules existants lorsque le matériau redevient ferritique, mais forme de nouveaux précipités.

Il se crée alors les lacunes autour des nodules ; car le carbone qui y a été pris ne peut plus s'y redéposer. Ces vides peuvent être comblés par des oxydes qui fragilisent le matériau et qui ne résistent pas aux contraintes internes provoquées par les transformations suivantes. Ceci est surtout sensible sur les fontes à graphite lamellaire dans lesquelles le réseau de graphite favorise la propagation de l'oxydation. On aboutit alors rapidement à la dislocation de la matrice. C'est une autre raison de bien connaître la température d'emploi d'une pièce afin de choisir une nuance de fonte dont le point Ac_1 soit suffisamment élevé. Cette température de transformation peut être augmentée par l'addition d'éléments d'alliage alphagènes, comme le Si, l'Al, ou le Mo. On peut ainsi obtenir des nuances de fonte dont le point Ac_1 est repoussé jusqu'à $900\text{ }^\circ\text{C}$, [4, 26].

Les montées successives en température au-dessus du point Ac_1 entraînent des changements de volume, hétérogènes et non réversibles, qui agissent sur la couche d'oxydes en la fissurant sous l'effet des contraintes internes qui disloquent la matrice.

Un autre phénomène à tenir en compte est la migration des atomes de carbone vers la surface de la pièce, se liant avec l'oxygène de l'air forment du CO ou du CO_2 . Cette combustion du carbone est sensible à partir de $800\text{ }^\circ\text{C}$ environ.

La décarburation s'accélère lorsque le matériau devient austénitique, car l'austénite contient plus de C. Il semble que la diffusion du carbone vers l'extérieur soit ralentie par la présence d'une couche d'oxydes. De ce fait, la cinétique de décarburation peut être augmentée par la présence d'éléments d'alliages réduisant l'oxydation.

Lors de traitements thermiques, pour éviter l'appauvrissement du matériau en carbone, il est recommandé de placer les pièces à traiter sous vide ou dans une enceinte saturée en CO_2 . Il est aussi possible d'obtenir le même résultat en recouvrant les pièces d'une couche de charbon de bois.

I-12.3. Conductivité thermique.

Le graphite par sa morphologie a une forte influence sur la conductivité thermique des fontes grises.

Dans les fontes grises les lamelles sont discontinues ou semi-continues et la conductivité est plus élevée. En plus de la forme de graphite, de la microstructure, la composition et la température influencent aussi la conductivité thermique.

Les fontes ferritiques ont une conductivité thermique plus élevée que les fontes à matrice perlitique. Dans le domaine de température de $20\text{-}500\text{ }^\circ\text{C}$, la conductivité thermique des nuances ferritiques est de 36 W/m.K , alors que pour les matrices perlitiques elle est moindre de 20 pour cent de moins.

L'interprétation des essais de fatigue thermique est compliquée par les nombreuses différentes méthodes d'essai utilisées par les chercheurs.

En général, pour une bonne tenue à la fatigue thermique, les fontes devraient avoir une conductivité thermique élevée, un bas module d'élasticité, pour convenir à des températures élevées de service autour de $500\text{ à }550\text{ }^\circ\text{C}$.

En conséquence, une teneur élevée en C des fontes grises (3.6 à 4%) sont adéquats. Les fontes malléables perlitiques ou fontes malléables alliés avec du silicium et du molybdène restent meilleures pour la tenue à la résistance et supportent de hautes contraintes.

Les matériaux sollicités aux hautes températures s'endommagent à leur surface par le bain liquide et par corrosion.

Les éléments contenus dans le liquide peuvent diffuser dans le contenant et changer plus ou moins sur une profondeur proche de la surface la composition du moule.

Ils dépendent de l'interaction physico-chimique entre les éléments constituant le matériau de l'outil et ceux constituant l'alliage à l'état liquide dans un domaine de température élevée. L'érosion peut endommager l'auget par une usure de la surface par action mécanique provenant des particules solides du bain ou du chaulage.

Un autre mécanisme d'endommagement est le collage car l'adhésion sur la surface de l'auget, peut entraîner la formation de composés intermétalliques en surface de moule

II.
DESCRIPTION DU PROBLEME
ET
MODES OPERATOIRES.

II.1.DESCRPTION DU PROBLEME.

L'auget est monté sur une chaîne mécanique en mouvement, figure 25. Elle appartient à une série d'augets montés sur un mécanisme de chaîne mécanique qui permet leur mouvement aussi bien au cours du remplissage que lors de l'évacuation de la gueuse une fois refroidie. Donc les augets placés l'un à côté de l'autre, reçoivent du métal liquide porté à très haute température. Lors du mouvement de la chaîne l'auget contenant du métal liquide se déplace à une faible vitesse pour laisser l'auget suivant se remplir. Ce mouvement lent de la chaîne mécanique sur laquelle sont fixés les moules assurent un refroidissement de la gueuse jusqu'à son éjection de l'auget une fois celui-ci est basculé. Ils sont refroidit par la suite avec un jet d'eau et le cycle reprend.

Sur la chaîne ces pièces doivent être recouvertes de chaux et séchées. Une fois préalablement ainsi préparées elles peuvent recevoir du métal liquide et assurer plusieurs remplissages en bain métallique. La photo de la figure 25 montre une machine à deux lignes de coulée de la gueuse en fonte brute provenant du haut-fourneau. Elles sont chaulé et prêtes à recevoir la fonte liquide.

Une ligne peut couler 50 tonnes de gueuse par heure. Elle se déplace avec une vitesse de 7 m/mn. La distance entraxes des bandes de coulée est de 56.2 m avec une longueur utile de 54.2 m. Chaque ligne de coulée compte 290 augets.

Théoriquement, l'auget présenté sur la figure 26, a un poids de 140 kg ; la gueuse en fonte pèse 50 kg et son refroidissement dure 8.1 mn ; elle est remplie jusqu'à un niveau de 130 mm, donc il y a une partie supérieure qui ne contient pas de métal liquide.

Le métal avec lequel il est confectionné a la composition chimique suivante, tableau 8:

%C	%Si	%Mn	%P	%S
3.5 - 4%	2 -2.5%	0.7- 1%	0.15%	0.05% - 0.07%

Tableau 8. Composition chimique du matériau des augets dans l'état de réception.

La photo de la figure 26 montre un auget apparent sain et ne comportant aucun défaut visible à l'œil nu.

Cependant un examen plus détaillé sur d'autres pièces révèle des défauts provenant de la fabrication. En effet, sur la figure 27, on observe une partie de l'auget qui est dans un état complètement détaché du reste du corps. Non seulement une partie du métal est complètement arrachée mais un défaut est visible sur toute la ligne de jonction et qui ne fera que favoriser la cassure à la moindre sollicitation. On peut voir la continuité en surface de l'arrachement du métal qui s'étend sur tout le long de la partie supérieure de l'auget. Rien que lors de la manutention ce défaut entraînera la défection de l'outil de travail et ne pourra nullement servir. Ces pièces présentant les défauts de fonderie visibles à l'œil nu sont à écarter et mises au rebut ; et ceci déjà doit être fait au niveau du fournisseur.

La photo de la figure 28 montre un défaut de fonderie interne. La cavité que nous observons sur cette figure n'est visible que si on coupe des sections dans l'épaisseur de l'auget. C'est une cavité très importante qui détruit la résistance de la pièce. Ces défauts internes peuvent être détectables avec des contrôles non destructifs. C'est un défaut plus dangereux que le cas



Figure 25. Augets montés sur chaine mécanique chaulés et prêts à recevoir le métal liquide.



Figure 26. Lingotière ou auget dans son état de livraison.

précédent, car n'étant pas visible, l'outil apparaît sain et peut être monté sur la chaîne et provoquer dans un délai très court une panne.

Une étude menée sur un acier Ni-Mn-Cr a mis en évidence, [29], le comportement de la microstructure où s'étaient produits des précipités.

Nous faisons remarquer que théoriquement les pannes pour une production journalière de 300 tonnes de fonte en gueuses, provoquent en moyenne 05 augets endommagés par jour. Les pannes qui s'étaient dans le temps et provoquent des arrêts de longue durée perturbent la production en aval et en amont. Ce défaut sous la forme de cavité interne provient généralement des mauvaises conduites de fusion, de la technologie de moulage ou encore d'un mauvais tracé de la pièce. Les gaz dissous dans le métal lors de la fusion, ou provenant du moule en sable, emprisonnés et ne pouvant être évacués se traduisent une fois la solidification terminée par une cavité sous la forme de porosités ou de retassure. La retassure est un défaut de fonderie qui est apparent ou interne, développée par les alliages eutectiques ou assez proches lors de la solidification, figure 29. Sur cette figure on voit qu'au fur et à mesure que la pièce se refroidit le métal se contracte et forme un vide qui se traduit une fois que tout le métal est solidifié par une cavité ou retassure.

On peut l'évacuer de la pièce finie avec un bon tracé comportant les masselottes. Le but du masselottage, constitué de parties additives dans la pièce brute, a justement pour rôle de contenir les cavités qui apparaissent dans les parties qui se refroidissent en dernier temps. Une fois la pièce refroidie ces parties additives sont enlevées et stockées pour servir à nouveau de charge métallique dans le four de fusion.

Les figures 30 et 31 montrent des augets dans un état endommagé très avancé qui nécessite l'arrêt de la chaîne mécanique afin de procéder à son remplacement. Quand la destruction arrive avant le remplissage en métal liquide ou encore une fois le métal solidifié les dégâts sont relativement limités ; chose autre lorsque la destruction se fait brusquement alors que l'auget contient du métal liquide. Celui-ci encore fluide va s'écouler à travers la fente ou la cassure du moule et couler sur le mécanisme de la chaîne, pour se solidifier ; ce qui entraîne des dégâts importants, un arrêt de production assez prolongé, et une perturbation dans la production de la gueuse. Nombreux sont ces accidents qui perturbent toute la chaîne de production et entraînant de fortes pertes en argent.

De ces deux figures, qui montrent une rupture totale de l'outil qu'est l'auget, on a observé que généralement la cassure est localisée surtout au niveau des méplats sur le bord supérieur de la lingotière. Généralement dans un tracé d'une pièce on peut rencontrer des renforcements dans l'épaisseur, des nervures, ou des méplats destinés à des fins déterminés. Ces zones non seulement doivent être correctement étudiées pour assurer une solidification régulière pour le corps, mais aussi elles constituent des endroits à fortes concentrations de contraintes une fois l'outil sollicité. Une mauvaise conduite de la technologie d'obtention de la pièce emmène à une solidification non homogène, et provoque dans les parties épaisses refroidies avec une vitesse donnée une structure différente des parties minces qui se solidifient en premier temps avec une grande vitesse. On risque, par exemple, si la pièce coulée est désirée en fonte grise d'avoir des parties épaisses en fonte grise se refroidissant dans le système stable et des parties minces en fonte blanches qui évolueront au cours du refroidissement dans le système métastable ; et ceci



Figure 27. Lingotière dans son état de livraison présentant une cassure sur le coté.



Figure 28. Cavité interne observée dans l'épaisseur de l'auget.

pour la même pièce, figure 28-a. Ces hétérogénéités, ou différence de structure dans la pièce, provoque une fragilisation du fait que la partie en fonte blanche est dure et la partie en fonte grise est tendre. Ces différences structurales provoquent des lignes de clivage qui favorise la cassure. Même sur un plan constitutionnel, étant donné que la vitesse de refroidissement n'est pas identique dans toute la pièce un autre phénomène apparaîtra dans toutes les pièces coulées à des degrés différents, et qu'on appelle la ségrégation. La ségrégation est une distribution d'éléments chimiques concentrée en une zone limitée, alors qu'ils devraient être régulièrement répartis dans tout le volume de la pièce. Etant donnée la vitesse de refroidissement un élément peut être à chaque fois rejeté dans le liquide quand le front solide avance. De même certains éléments peuvent être emprisonnés dans le réseau dendritique. On introduit la notion du coefficient de répartition, $k = C_{\square}/C_{\square}$, le rapport entre la fraction du soluté dans le solide et la fraction du soluté dans le liquide. La ségrégation à l'échelle micro, macro, ou de type inverse provoque des zones riches en élément donné alors que d'autres en sont appauvries.

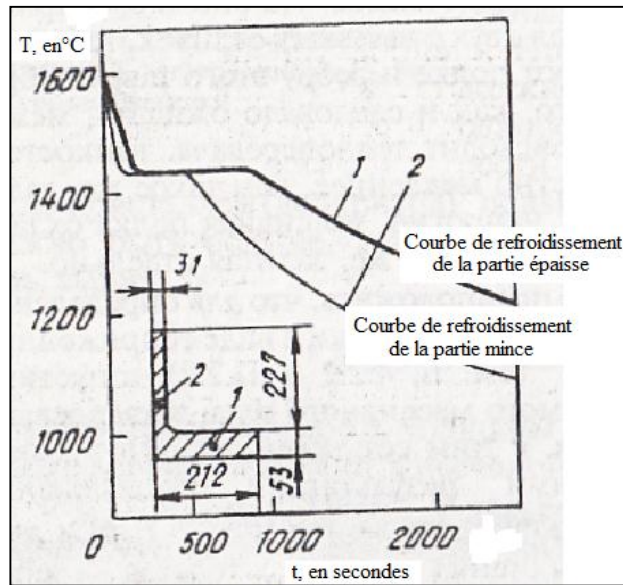


Figure 28-a. Courbes de refroidissement des parties minces et des parties épaisses dans une pièce, [30].

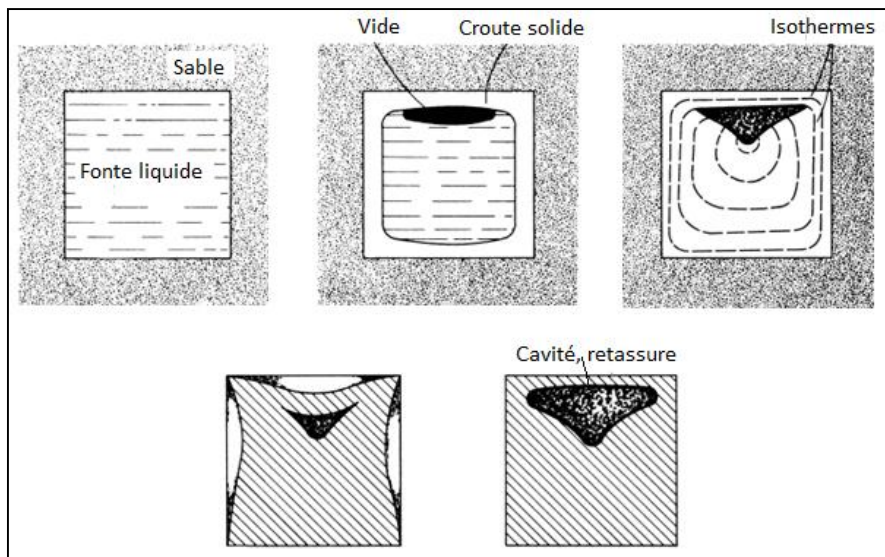


Figure 29. Formation de la retassure dans la fonte en cours de solidification, [31].



Figure 30. Auget dans un état endommagé.

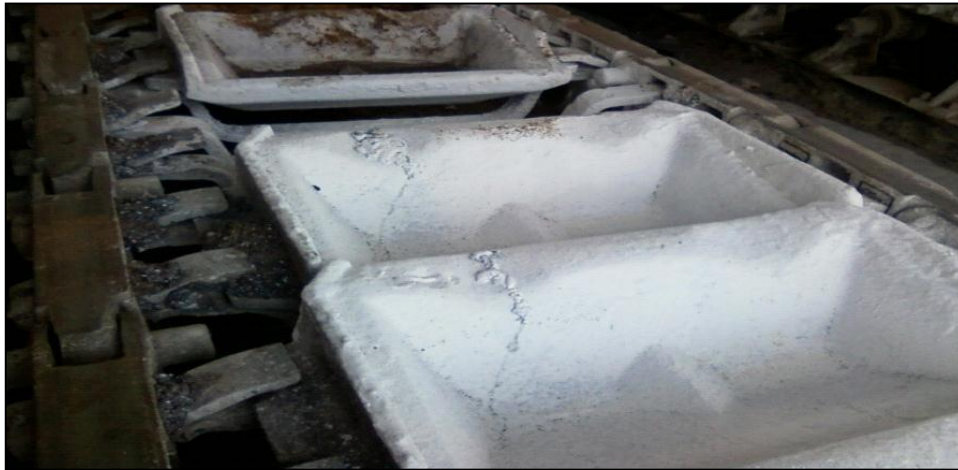


Figure 31. Présence des fissures au niveau des méplats sur les augets après service.

Variante entre 0 et 1, pour des solidus et des liquidus droits, k est constant pour toutes les compositions. Quand k est proche de 1, l'intervalle n'est pas favorable à la ségrégation ; si k est très petit l'alliage a tendance à former la ségrégation.

II.2. Méthodologie de travail.

On développera une partie expérimentale relevant des observations métallographiques et une partie théorique basée sur le calcul du champ thermique et du champ des contraintes engendrées par le gradient de chaleur.

On examinera le comportement métallurgique du matériau avec lequel sont fabriqués les augets. On rapprochera les conditions réelles de travail avec des cycles thermiques de revenu après trempe et de trempes interrompues ; ces cycles nous permettront de saisir les changements structuraux intervenant dans le métal jusqu'à des températures relativement élevées.

Les moyens et les méthodes expérimentaux mis en œuvre dans la partie expérimentale sont des mesures de dureté, de la résistance à la traction, des observations micrographiques avec le microscope optique ou électronique.

La spectroscopie a été utilisée pour la détermination de la composition chimique.

Dans la partie théorique nous avons calculé avec un modèle développé à cet effet le champ de température au cours du refroidissement une fois que l'œuget est remplie de métal liquide et le champ des contraintes thermiques pouvant avoir lieu dans l'épaisseur du moule.

II.2.1. Cycles approchant les conditions pratiques.

La figure 32 présente le chauffage et le refroidissement qu'ont subi certains échantillons. Il a pour but d'approcher les conditions structurales développées lors du service. Les échantillons sont introduit dans un four préalablement porté à 850°C, maintenus pendant 15 mn à cette température, puis refroidis à l'air jusqu'à l'ambiante. Une fois refroidit à la température ambiante, l'échantillon est porté dans un four préalablement chauffé à 150°C, maintenu à ce niveau thermique pendant un temps de 30 mn, puis refroidit jusqu'à l'ambiante. premier échantillon ainsi traité suit un chauffage jusqu'à une température s'étendant de 100°C

La température du deuxième échantillon sera 250°C, celui du troisième échantillon sera 350°C, et ainsi jusqu'à obtenir un échantillon soumis à 650°C. Tous les échantillons sont soumis à des mesures de dureté et à des observations micrographiques.

Le cycle des trempes interrompues est représenté sur la figure 33. Dans ce cas les échantillons portés à 850°C et maintenus pendant 15 mn à cette température, ne sont pas refroidis jusqu'à la température ambiante. Une fois que le temps de maintien est fini, l'échantillon est refroidit jusqu'à 150°C, maintenu à cette température pendant 30 mn, puis refroidit à l'air. Un autre échantillon sera porté à 850°C, maintenu à cette température pendant 15mn, puis refroidit jusqu'à 250°C, maintenu à cette température pendant 30mn, puis refroidit jusqu'à la température ambiante. La trempe est interrompue au cours du refroidissement ; cela nécessite l'utilisation de deux fours simultanément. Le milieu de refroidissement et toutes autres conditions d'essais sont identiques au cycle précédent. Tous ces essais ont porté sur des échantillons enduits de chaux ou sans chaux.

Des mesures de dureté et des observations optiques suivront pour chaque échantillon.

Ceci est mené pour essayer à travers les résultats d'avoir des informations sur les structures développées et les propriétés mécaniques du matériau lorsqu'il se refroidit d'une température relativement assez élevée jusqu'à l'ambiante. Ainsi l'état structural développé par l'œuget une fois qu'il est rempli de liquide et qu'il se refroidit à une température dans cet ordre de domaine thermique sera approché par les résultats obtenus de tel ou tel cycle. Notons que le domaine de température retenu, entre 150°C et 650°C, couvre largement la température qui va s'établir entre le bain liquide et la paroi interne de l'œuget quand celui n'est pas recouvert de chaux, ou encore entre la température de coulée (T_c), la couche de chaux, et la paroi interne de l'œuget. La couche de chaux est ici une résistance thermique supplémentaire entre le liquide et l'œuget.

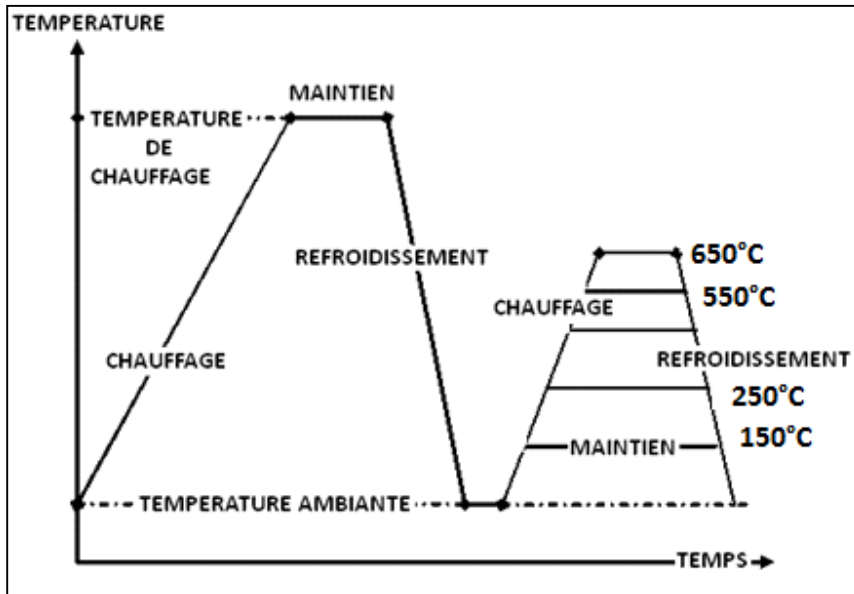


Figure 32. Cycles de (trempé et revenu), [32].

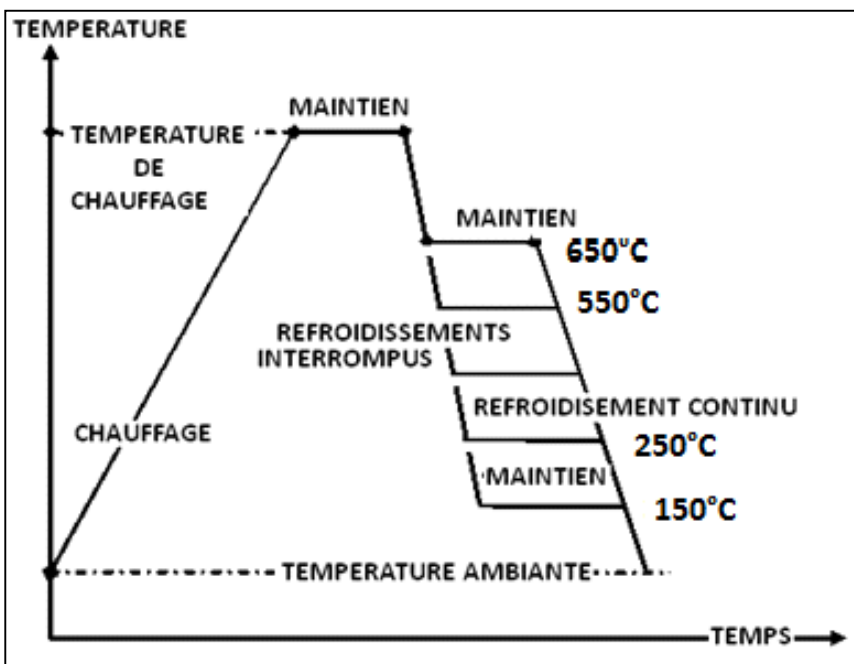


Figure 33. Cycles des trempes interrompues, [32].

II.2.2. Partie théorique.

Le calcul du champ de contrainte σ passe nécessairement par la connaissance du champ de température $T(x, t)$. Une fois que ces contraintes connues on pourra les comparer avec la résistance du matériau obtenue expérimentalement.

Les mesures et les prises de température sont ici obtenues par voie de calcul par le calcul moyennant les solutions exactes du modèle mathématique.

Comme il s'agit de la conduction thermique en régime variable, cette étape consiste à résoudre l'équation de la chaleur en adoptant convenablement à la réalité avec des simplifications bien déterminées les conditions aux limites comme les densités de flux, les coefficients d'échange de chaleur, ou les températures initiales.

La répartition de la température ayant été déterminée et connue on peut l'utiliser dans les expressions des contraintes d'origine thermique à différents instants de cycle thermique.

II.2.2.1. Etablissement du modèle théorique.

Notons que les calculs sont fortement tributaires des propriétés physiques et mécaniques des matériaux mis en jeu.

Selon que la chaux est prise en compte ou non nous déterminerons le champ thermique avec deux températures de contact imposés en surface au niveau de la paroi de l'auget. λ est la diffusivité thermique du matériau où k la conductivité thermique, c la chaleur spécifique, et ρ la masse volumique.

Soit une pièce donnée de forme rectangulaire ayant une épaisseur d , où on impose en sa surface 1 la température T_1 , en sa surface 2, la température T_2 et tel que $T_2 > T_1$. On admet que la distribution de la température $T(x)$ dans l'épaisseur d suit une loi parabolique comme schématisé sur la figure .

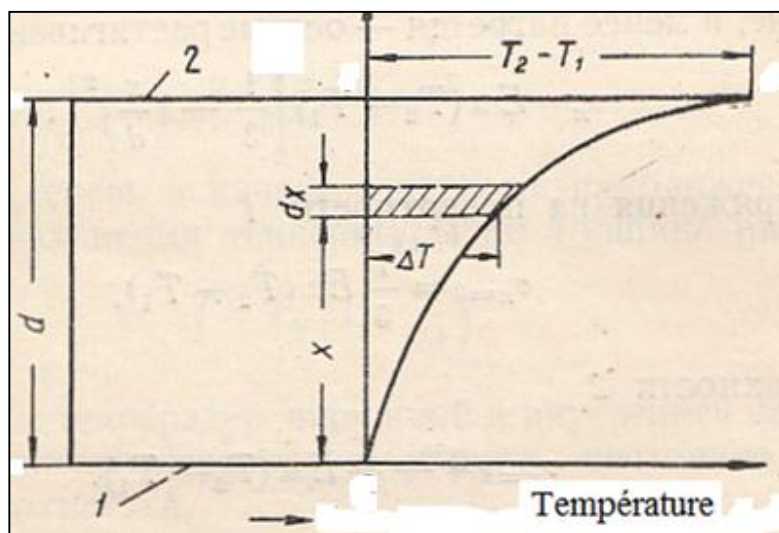


Figure 33-a. Modèle de la contrainte σ , [33].

Les augmentations ou les diminutions de dimensions ou le taux de déformation est dans un rapport direct des forces surfaciques qu'on appelle contraintes. La contrainte thermique engendrée par le gradient de chaleur, tenant compte de la loi de Hook, s'écrit comme :

$$\sigma = E \alpha \Delta T$$

où E est le module d'élasticité, α est le coefficient de dilatation, et ΔT est l'écart de température sur la distance considérée d.

Si la variation de la température est parabolique et peut s'écrire comme : $\Delta T = a x^2$. A la condition de régime thermique stationnaire et lorsque $x = d$ on obtient : $\Delta T = T_2 - T_1 = a d^2$, d'où la pente a est : $a = \frac{T_2 - T_1}{d^2}$. La variation de la température devient alors comme suit : $\Delta T = T_2 - T_1 \left(\frac{x}{d}\right)^2$. Cette relation peut être mise aussi sous la forme :

$$\Delta T = T_2 - T = T_2 - T_1 \left(\frac{x}{d}\right)^2$$

On obtient la distribution de la température dans l'épaisseur d :

$$T(x) = T_2 - T_1 \left(\frac{x}{d}\right)^2$$

Donc la contrainte est fonction de l'espace x aussi :

$$\sigma = E\alpha(T_2 - T_1 \left(\frac{x}{d}\right)^2)$$

Comme le matériau est sujet à une déformation libre à laquelle on a aussi une déformation gênée, on doit retrancher le taux de déformation agissant en sens opposé, et la contrainte est alors

$$\sigma = E(\varepsilon - \xi)$$

où $\xi = \frac{1}{2} \alpha (2T_2 + T_1)$ et $\varepsilon = \frac{1}{2} \alpha (T_2 - T_1) \left(\frac{x}{d}\right)^2$ et tel que $\alpha = \frac{1}{d}$; d -longueur pour T

La contrainte dans ce cas de problème en régime établi n'est fonction que de x et s'écrit comme :

$$\sigma = E\alpha(T_2 - T_1) \left[\frac{1}{3} - \left(\frac{x}{d}\right)^2 \right]$$

Deux cas limites se dégagent de cette considération :

$$\sigma_{\text{max}} = \frac{2}{3} E \alpha (T_2 - T_1) \text{ et } \sigma_{\text{min}} = -\frac{1}{3} E \alpha (T_2 - T_1)$$

Notons cependant que les modèles sont nombreux et les approches tout aussi différentes selon les auteurs, [34], où on a

$$= y E \Delta T \times (1 - 2 \nu)$$

avec y est un coefficient de proportionnalité et ν le coefficient de Poisson.

II.2.2.2. Choix des paramètres de calcul.

Le modèle présenté pour la partie théorique est traité avec les données suivantes : la température finale de refroidissement est de 100 °C ; cette valeur ne laisse pas de place à l'état liquide dans le système auget, et elle s'établit comme valeur moyenne de refroidissement une fois que le rythme de la machine à couler est atteint. La température du métal liquide introduit dans l'auget est prise de l'ordre de 1350°C, qui est la température de coulée généralement admise des fontes grises.

Il s'établit alors entre l'auget et le métal liquide une surface de contact que nous supposons parfait et qui a une température commune aux deux couches, fonctions seulement des propriétés des matériaux en contact.

Les données des grandeurs thermophysiques utilisées pour le calcul sont présentées dans le tableau 9:

Propriétés, en S.I.	Bain métallique à 1350°C	Auget à 100°C	Chaux à 25°C
	16.282	41.868	0.70
C_p	6.310852×10^6	4.1868×10^6	1.344×10^6
a	2.58×10^{-6}	1.0×10^{-5}	0.52×10^{-6}
b	10118.1	13256,2	969.94

Tableau 9. Propriétés thermo-physiques des matériaux mise en jeu.

II.2.2.3. Détermination des températures d'interface.

A partir des données du tableau 7, deux températures de contact ont été ainsi déterminées et imposées sur la paroi de l'auget lors du calcul des contraintes:

$$T_{\square} = \frac{b_{\square} T_{\square} + b_{\square} T_{\square}}{b_{\square} + b_{\square}}$$

où b_{\square} sont les effusivités des corps en contact. T_{\square} est la température d'interface des deux corps en contact, et T_{\square} sont les températures du corps 1 et du corps 2 mis en contact.

- 642°C lorsque la chaux est absente et aucune résistance thermique ne s'oppose à l'écoulement de la chaleur et
- 173°C la deuxième c'est la température que va prendre la paroi de l'auget quand une couche de chaux de l'ordre 1 à 2 mm joue le rôle de corps intermédiaire et s'opposer en partie aux flux de chaleur.

Cette dernière température de contact n'est pas élevée pour entraîner la formation de contraintes thermiques assez élevées pouvant causer des dégâts dans la pièce.

Généralement le corps ayant la plus grande effusivité impose sa température. On observe dans l'expression que la température de contact n'est pas fonction du temps ; en réalité ceci est vrai dans les premiers instants, mais une fois que le temps s'écoule le système métal-coulé-chaux-auget se refroidit et la température de contact change de valeur. De plus il y a une étape de changement d'état, la solidification, qui se passe sans changement de température car on observe sur les courbes d'analyse thermique, un palier où la température reste constante aussi longtemps que la solidification dure.

Ces deux températures sont entre 150°C et 650°C domaine de température retenue pour les cycles thermiques de revenu et de trempe isotherme avec lesquelles nous avons étudié le matériau.

En réalité le modèle est simplifié car dans ce cas on considère une résistance de contact qui provoque une chute de température quand on passe du liquide au solide.

II.2.2.4. Evolution du module d'élasticité et du coefficient de dilatation en fonction de la température.

Le schéma 34 a et b montre l'évolution du coefficient de dilatation α en K^{-1} en fonction de la température T entre 100 et 700°C, et du module de Young dans le domaine qui couvre notre intervalle thermique d'étude; α augmente nettement jusqu'à 300°C puis la loi devient linéaire à partir de cette valeur.

Les lois de cette distribution de ces deux facteurs qui entrent dans le calcul de la contrainte thermique sont:

$$\alpha(T) = 2.54 \ln T - 0.35 \times 10^{-6} K^{-1} ; \quad E(T) = \frac{2.2 \times 10^{11}}{T}$$

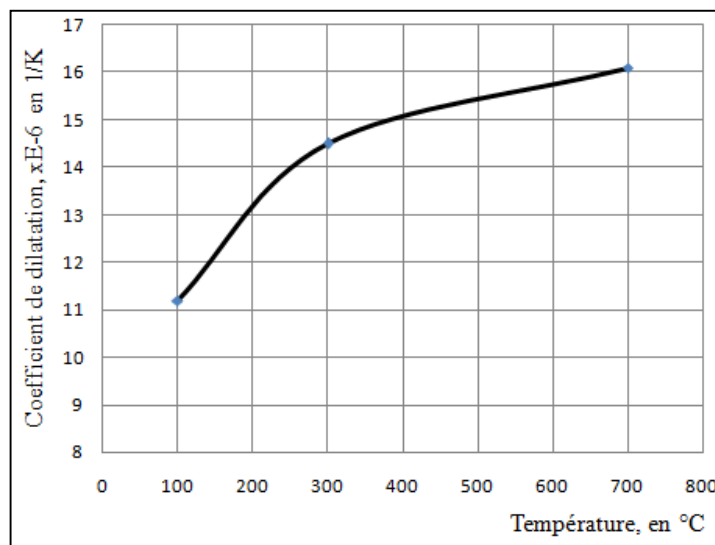


Figure 34-a. Comportement du coefficient de dilatation en fonction de la température.

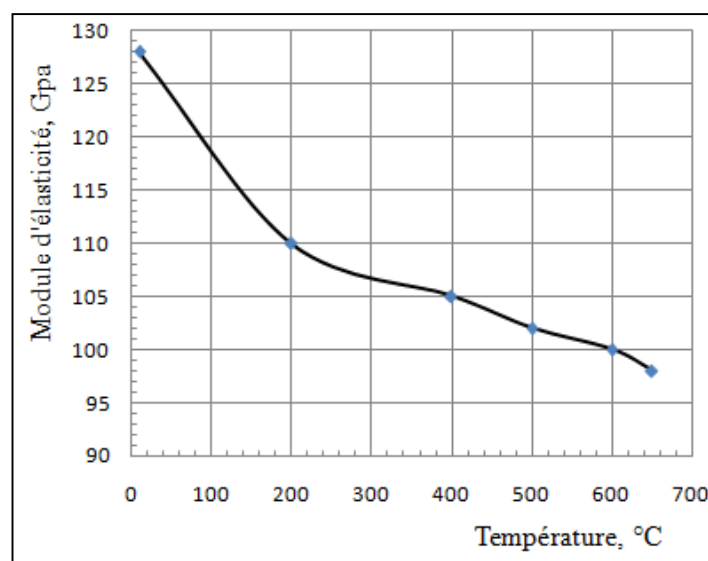


Figure 34-b. Variation du module d'élasticité en fonction de la température.

III. RESULTATS ET ANALYSE

III.1. Caractérisation du matériau dans son état de réception.

On a d'abord examiné l'alliage dans son état de livraison tel qu'il nous a été livré ; il faut remarquer que nous avons examiné l'état livré neuf et l'état livré après utilisation. Le tableau 10 présente les résultats de la composition chimique obtenue par spectrométrie. Cette composition comparée à celle du tableau 8 montre des variations au niveau du pourcentage du silicium et du manganèse qui sortent de l'intervalle de distribution et voient leur teneur diminuée. Notons la forte teneur du soufre sept fois supérieure à ce qui est demandé et qui est un élément nocif. Cette analyse met en évidence des éléments d'alliages qui en s'ajoutant peuvent avoir un effet de tenue assez remarquable comme le chrome, le cuivre et le nickel.

Le tableau 11 montre les résultats de la microdureté Vickers du matériau, le tableau 12 porte sur les résultats de la dureté HRB, et du tableau 13 de la HRC. On voit que la dureté avoisine pour l'ensemble du massif 95 unités HRB, ce qui est relativement appréciable pour une fonte déclarée comme courante ; ceci peut provenir de l'effet des éléments sus-cités qui agissent en commun et confèrent au matériau un caractère faiblement allié.

Les micrographies de l'état neuf non utilisé sont présentées sur les figures 35 et 36. La matrice de l'échantillon est chimiquement attaquée au Nital et observée avec un grossissement Gx200 et Gx700. Ces micrographies mettent en évidence la formation au niveau du joint de grain cette formation apparaissant en blanc et de microdureté peut élevée par rapport à celle de la matrice s'agissant de la ferrite. On peut voir des lamelles de graphite ou encore des plages eutectique phosphoreux sont décelables au fort grossissement.

Dans le tableau 14 on trouve les résultats de la composition chimique du matériau ayant servi. La comparaison de la composition chimique du matériau à l'état neuf et à l'état usagé montre un enrichissement en carbone du moment que sa teneur a augmenté et a même dépassé ce qui est demandé sur le tableau 8 pour atteindre des taux de 4.96%.

Le manganèse a augmenté de teneur pour le matériau ayant servi, et pour zones où les différents échantillons ont été prélevés sa quantité a presque doublé en passant de 0.3 à 0.61 ; donc au cours du service la matrice s'est enrichie au manganèse et en carbone et cela ne peut provenir que de la dissolution de certains composés à l'image du Mn_3C ou autres formation contenant cet élément en substitution. Si effectivement le carbure s'est décomposé ou s'est formé c'est que la température atteinte au cours du service est plus que celle déclarée, car il faut pour cette réaction une température modérément élevée.

Si le silicium n'a pas bougé dans sa teneur entre l'état livré neuf et l'état livré après usage on distingue nettement qu'il est en dessous de ce qui est demandé au tableau 8 ; il est inférieur à la limite recommandée et au lieu d'avoir une teneur entre 2 et 2.5% son taux ne dépasse pas 1.7%. Cette dernière limite est le taux minimal pour favoriser la graphitisation. Moins de silicium signifie que la fonte ne se prête pas à la graphitisation et devient blanche et comportera des carbures de fer très durs. De plus les quantités de Mn, élément favorisant la formation de la cémentite, ayant augmenté la formation de la fonte blanche devient inévitable.

Les figures 37 et 38 montrent les microstructures de l'alliage à l'état après usage. On voit que la distribution de la formation blanche suivant les joints de grain ferritique et eutectique phosphoreux qui s'est beaucoup développé. Certaines zones ont développée une distribution irrégulière en élément, puisque les différents échantillons examinés provenant de différentes zones de l'auge ne montrent pas une homogénéisation. De plus les différences en épaisseur

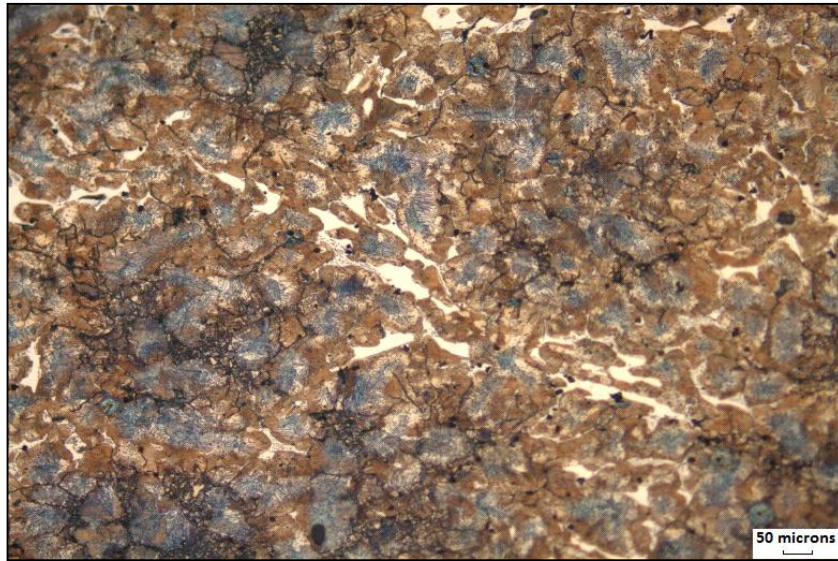


Figure 35. Structure de l'alliage dans son état livré neuf



Figure 36. Structure de l'alliage à l'état neuf sous fort grossissement.

Echantillons	1	2	3	Valeur moyenne
HV (moyennes)	345	399	409	384

Tableau n° 11. Mesures de la microdureté Vickers dans son état de réception.

Echantillons	1	2	3
Dureté HRB	96	95	95

Tableau n° 12. Mesures de la dureté HRB dans son état de réception.

	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cu	%Al	%Ni	%Cr	%Co	%Ti	%Fe
Ech. 1	4.68	0.52	1.65	0.197	0.412	0.318	0.007	0.123	0.189	0.012	0.036	91.74
Ech. 2	4.96	0.61	1.46	0.56	0.48	0.17	0.012	0.078	0.186	-	0.074	-

Tableau n° 11. Composition chimique des échantillons après utilisation.

	Echant. 1	Echant. 2	Echant. 3	Echant. 4	Echant. 5
HRB (Valeurs moyennes)	91.5	94	95	96	98.1
HRC (Valeurs moyennes)	13	16	17	18	20.3
Résistance à la traction en MPa	640	690	705	720	770

Tableau n° 12. Résultats des essais de dureté et la résistance de traction du matériau ayant servi.

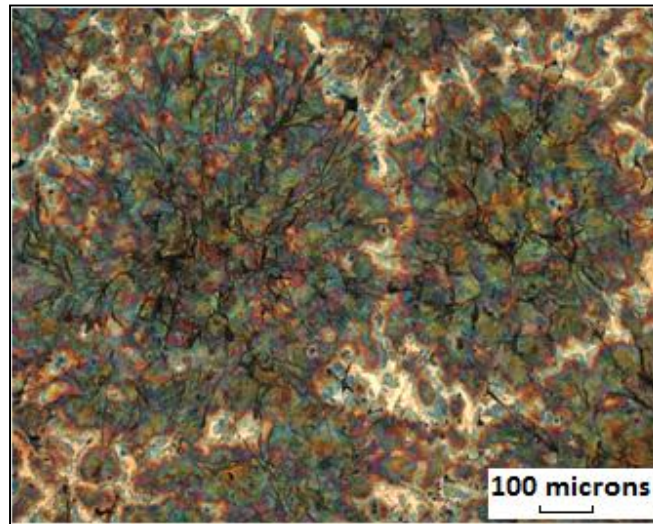


Figure 37. Structure de la fonte grise attaquée au Nital 2% montrant l'eutectique phosphoreux.

dans la pièce lors de son refroidissement peuvent entraîner une formation structurale blanche si le processus n'est pas convenablement mené. Ceci est observé sur les résultats présentés dans le tableau 12 où on a les valeurs de la dureté HRC et HRB avec ceux de la résistance à la traction. Les valeurs de la résistance à la traction montrent des différences importantes entre les échantillons appartenant à une même lingotière pris en différents endroits ; ceci est surtout observable pour la résistance à la traction où en certains endroits elle est de l'ordre de 770 MPa et en d'autres elle n'est que de 640 MPa.

Eléments	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cu	%Al	%Ti	%Ni	%Cr	%Mo
%	3.49	0.36	1.69	0.36	0.31	0.50	0.001	0.019	0.10	0.14	0.011

Tableau n° 10. Composition chimique obtenue par spectrométrie dans son état livré neuf.

III.2. Effet de la température de reprise entre cycles.

L'effet de la température de reprise sur la variation des valeurs de la dureté, représenté sur la figure 38, ne montre pas de variation sensible dans les conditions que nous avons retenues, une température moyenne de reprise de 100°C. Au-delà de 100°C, les variations de la dureté deviennent importantes.

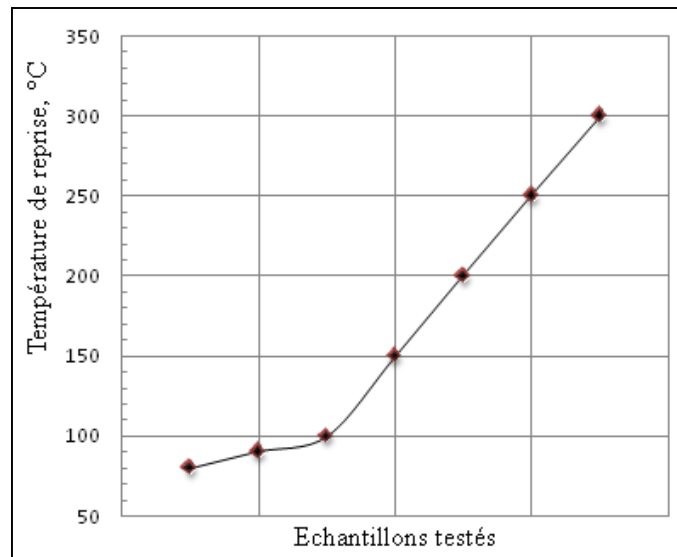


Figure 38. Influence de la température de reprise sur les valeurs de dureté.

III.3. Caractérisation du matériau soumis aux cycles thermiques.

La figure 39 montre l'évolution de la dureté pour les échantillons soumis à des trempes interrompues. On observe un domaine, limité entre 300°C et 500°C, qui se distingue par la variation importante entre les échantillons recouverts de chaux ou non. Les échantillons chaulés ont une dureté assez élevée comparés à ceux non chaulés. Au-delà de 500°C, les résultats de dureté ne montrent pas une distinction entre les deux états des échantillons, et la température assez élevée n'est pas influencée de manière importante. Par contre aux températures inférieures à 300°C, la dureté élevée est observée pour les échantillons non chaulés. Relevons les écarts assez importants des valeurs de la dureté entre les différents tests réalisés, pouvant probablement provenir de la qualité constitutionnelle du métal ou de la manutention lors des opérations expérimentales. Sur les micrographies de la figure 41, observée pour un échantillon chaulé, on marque la présence de zones blanches signifiant de la cémentite qui est localisée sur les joints des grains, une matrice perlitique apparaissant en sombre sur la micrographie, qui développe une formation de bainite assez fine à ce grossissement et beaucoup plus observée entre 350°C et 500°C.

Pour étayer ces observations, des cycles thermiques semblables, [35], montrent une évolution de la dureté similaire à nos résultats. L'étude a été menée sur des fontes à graphite lamellaire où l'austénitisation est effectuée entre 760 et 900 °C à raison de 20 minutes par 25 mm d'épaisseur. La transformation de la perlite en bainite se réalise entre 230 et 425 °C, figure 38-a.

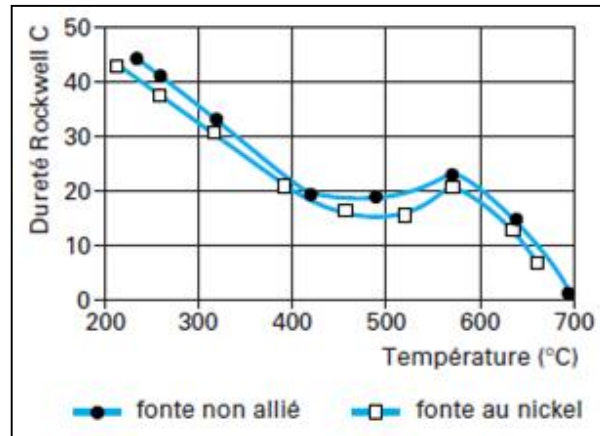


Figure 38-a. Effet de la température isotherme sur la dureté des fontes, [35].

Donc la chaux est sensée à un certain domaine de température développer dans le matériau une structure moins fragile et plus dure. Cette opération assure avec ces trempes interrompues une structure dure et plus fragile quand la température est dans le domaine cité.

Les résultats de la figure 40 montrent les valeurs de la dureté prises sur des échantillons chaulés et des échantillons non chaulés obtenus avec le cycle apparentés aux trempes et revenus. Le comportement des résultats pour cette catégorie d'essais est différent car on assiste à une évolution de la dureté où les courbes ne se coupent pas. Les échantillons recouverts ont une dureté plus faible et présentent une matrice moins dure et plus fragile. Remarquons que les courbes pour ce type de traitement accusent un maximum vers 350°C-450°C pour l'état non chaulé, qui est en retrait vers 350°C et moins lorsqu'il s'agit de l'état chaulé. Dans ce cas d'essais les valeurs de la dureté semblent plus reproductibles avec un écart pratiquement réduit, mais pas assez convenablement traitées.

Ce maximum correspondant à un durcissement secondaire ne peut être que l'effet des éléments introduits en teneur limitée et qu'on a relevé leur présence avec l'analyse spectrométrique, qui agissent en tant qu'élément d'alliage. Ils forment des carbures à ce niveau de températures de cémentite alliée et assurent aussi à la matrice une dureté assez élevée ; ces carbures avec l'augmentation de la température évoluent en engendrant de nouvelles transformations structurales dans l'alliage.

Sur la micrographie de la figure 41, observée pour sur un échantillon non chaulé, on peut déceler car le grossissement n'étant pas assez grand, la présence de fines particules réparties dans la matrice ; ceci peut être une forte précipitation de cémentite sous forme globulaire.

Donc si on résume on remarque que l'effet de la chaux sur l'auge est pour des températures qui ne doivent pas aller au-delà de 450°C, car il semble qu'aux températures supérieures le matériau devient plus fragile.

Ces résultats de traitement thermique, relevant d'une approche métallurgique confirment ce qu'on a obtenu, [37], avec une étendue thermique qui s'étale de 100°C à 600°C, alors que dans cette partie la gamme d'étude de température s'étend de 150°C à 650°C, qui est argumentée par les températures de contact imposées sur la paroi interne de l'auge.

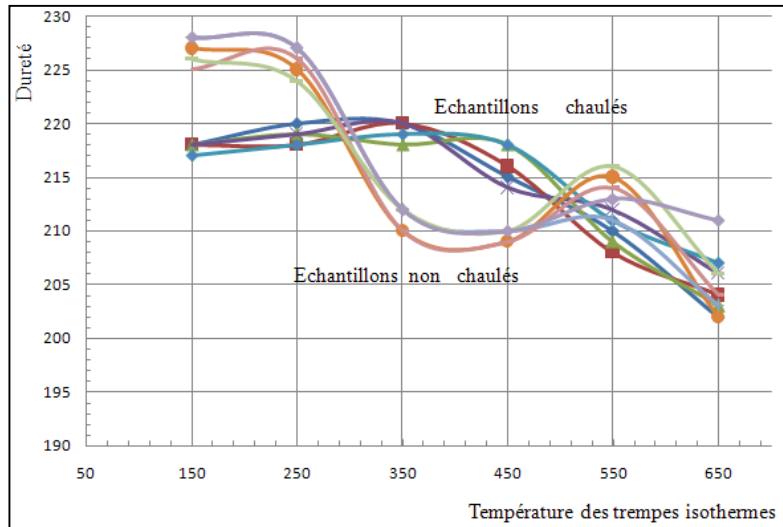


Figure 39. Dureté obtenue d'après les trempes interrompues.

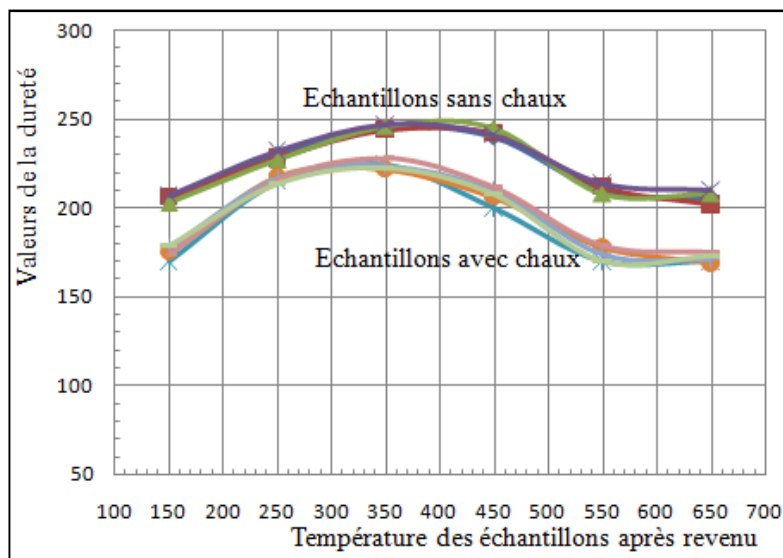


Figure 40. Dureté des échantillons revenus.

Cette évolution des courbes de dureté avec ce type de traitement montre que les échantillons chaulés ne font pas l'objet de changements aussi importants comparés à l'état chaulé. D'où on constate si le rôle de la chaux est plus ou moins partiellement rempli, ou non. Avec le traitement précédent des trempes interrompues, ce rôle semble normal pour les domaines de température en dehors de 350-450°C.

La chaux ne se comporte pas de la même manière selon le cycle thermique auquel les échantillons ont été soumis.

Autre point à tenir compte, c'est que lors de l'introduction du métal liquide, car on a déterminé auparavant que les températures de contact quand le métal est recouvert sont de 600°C et 178°C quand il est enduit de chaux. Ces deux températures de contact sont situées dans le domaine inférieur ou supérieur à 350°C relevé pour le maximum de durcissement secondaire. De

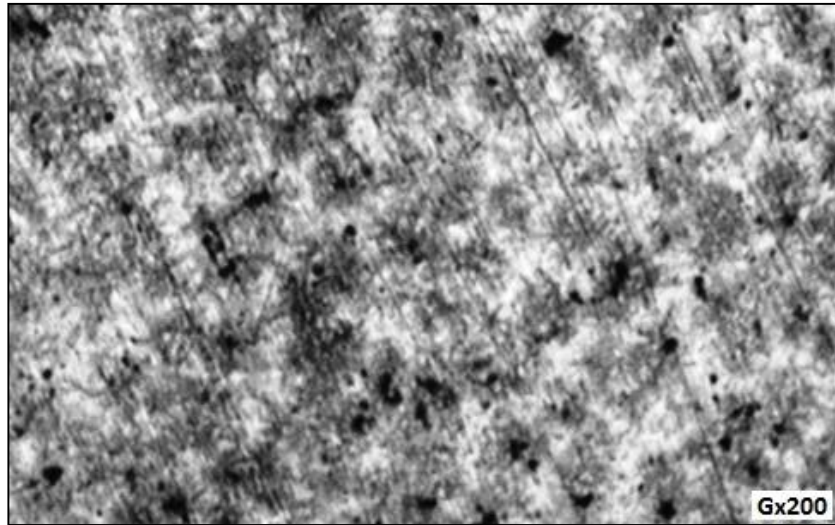


Figure 41. Structure prise dans le domaine 300°C-500°C des échantillons soumis à des trempes interrompues.

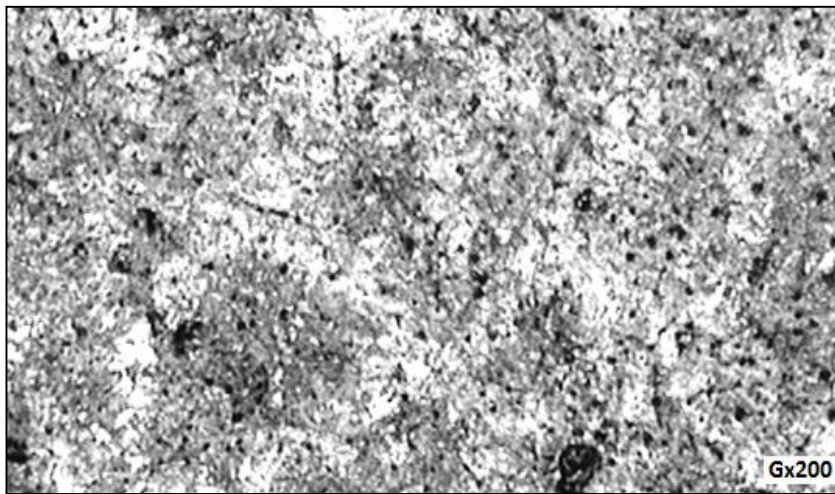


Figure 42. Structure prise dans le domaine 350°C des échantillons soumis à des trempes et revenus.

même pour le cycle précédant les températures de contact ainsi estimées sont localisées dans le domaine où la dureté n'est pas relativement élevée. Aux températures ayant lieu dans certains domaines les changements de structure dans l'alliage rendent le matériau plus dur et plus fragile.

III.4. Résultats du tracé de la contrainte thermique.

La contrainte thermique en régime stationnaire et développée dans l'épaisseur du corps et tenant compte de la variation du coefficient de dilatation linéaire α et du module d'élasticité E peut se mettre sous la forme :

$$\sigma = E(T) \times \alpha(T) \times [T_0 - T_1] - \left(\frac{x}{d}\right)^2$$

Les résultats obtenus avec ce modèle, tenant compte de la variation du module de Young et du coefficient de dilatation linéaire en régime non stationnaire, sont présentés sur la figure 43. Tels qu'ils sont montrés on observe un effort de compression dans les couches profondes de l'épaisseur relativement important comparé aux couches de la surface. Les couches en surface chaudes en expansion tendent à comprimer celles plus profondes encore froides. Les valeurs avoisinent les 250 MPa en surface exposée à la chaleur sur une distance de 5mm, pour ensuite diminuer et changer de signe vers 17 mm. Le double en MPa est constaté pour les zones loin de la surface 1 ; à ce niveau la compression est déjà très proche de la résistance du matériau observée sur certains échantillons et présentées auparavant, tableau 12, affichant de 640 MPa.

Une température de paroi plus élevée et proche de celle du métal liquide entraîne inévitablement des efforts de compression très grands.

Si on considère que la couche d'épaisseur de 5 mm, couche près de la surface où la contrainte accuse un pseudo-palier, est la profondeur de pénétration de la chaleur quand le métal est introduit dans l'auget, et sous conditions de premier type, elle ne sera atteinte qu'au bout d'une durée inférieure à la demi-seconde moins de 4 secondes. Par définition, sur cette couche la température atteint une variation de 5% de sa valeur en surface et le front de perturbation de la température n'a pas atteint le côté opposé 2. L'existence d'une couche de pénétration de la chaleur comporte un gradient thermique relativement important, et qui peut être le siège des défauts présentant une forte aptitude au phénomène de fissuration qui prend alors une ampleur importante avec les défauts de fonderie observés précédemment.

Des valeurs de contraintes plus faibles et assez loin de 640°C seront obtenues avec des températures de contact plus faible, comme celle obtenue pour l'auget chaulé.

Seules des températures de contact plus basses ou des températures de préchauffage de l'auget pourront aller vers une diminution des contraintes thermiques.

III.5. Observations fractographiques.

Les observations au microscope électronique, figure 44, montre surtout la présence de composés à base de soufre comme les sulfures de Manganèse, que le matériau après utilisation a un faciès de rupture de type fragile, et à une échelle encore plus fine on observe un réseau de fissures. L'échantillon ici observé a été prélevé de manière à ce que la cassure soit présente pour être fractographiée.

Théoriquement, ce type de rupture se manifeste selon les joints des grains qui se présentent en forme de zones plus ou moins lisses. Ces zones comportent des particules de précipités qui, s'ils se forment au niveau des joints, favorisent la rupture intergranulaire.

Ces formations de précipités fragilisent le matériau car sollicité à température plus ou moins élevée elles en des endroits naturellement fragiles comme les joints, ne font qu'affaiblir la matrice.

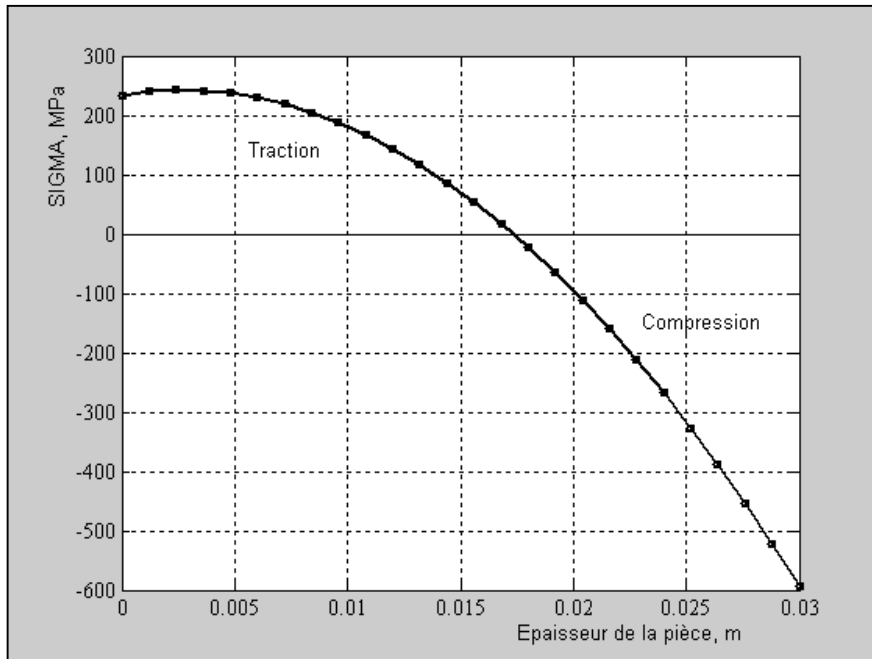


Figure 43. Variation de la contrainte thermique développée dans le matériau.

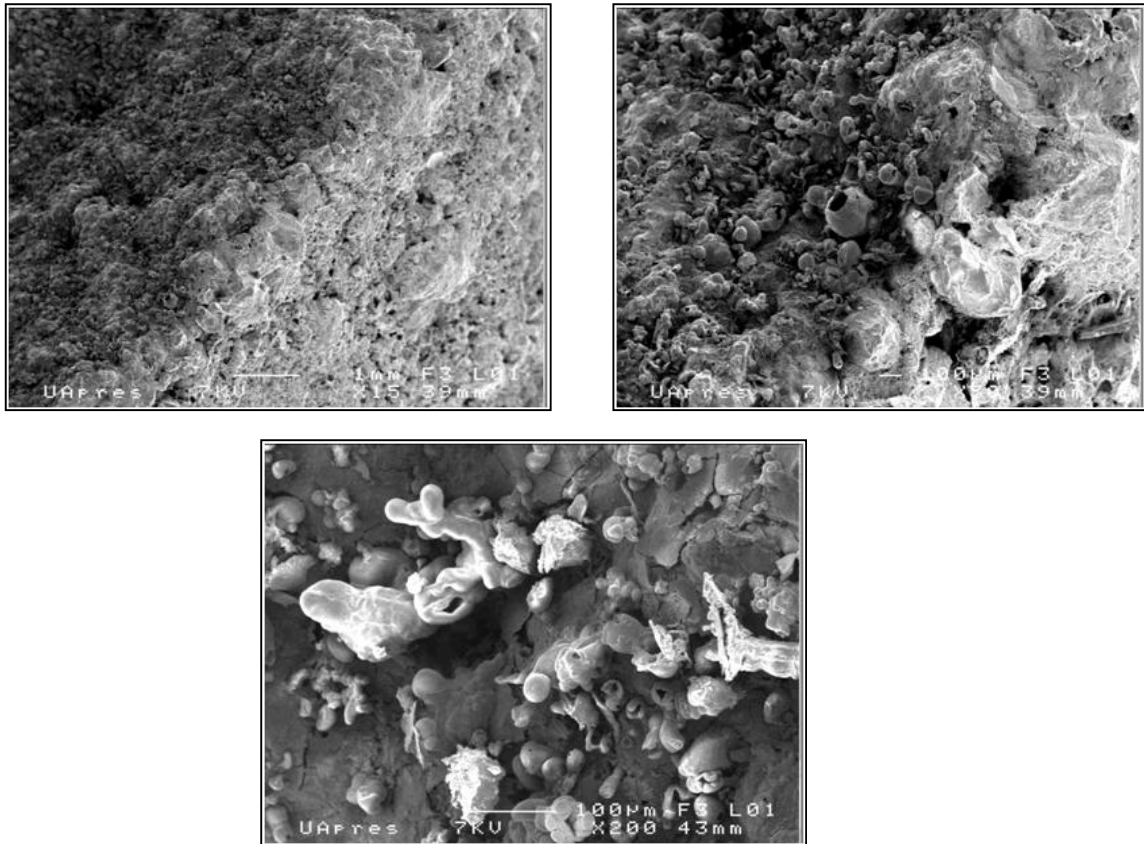


Figure 44. Structure observé au MEB du matériau après utilisation.

CONCLUSION GENERALE.

L'étude que nous avons menée sur l'utilisation de l'auget et le matériau avec lequel il est confectionné nous a permis de conclure les points suivants :

-la technologie de la pièce doit être soigneusement conduite, en commençant par l'étape de conception comprenant le tracé du dessin, la fusion de l'alliage, le refroidissement dans le moule. De nombreux défauts de fonderie assez importants ont été mis en évidence aussi bien en surface qu'en volume, à l'exemple de la cavité constatée dans l'épaisseur de l'auget qui ne peut être assimilée à une retassure. La structure dans son état de réception est différente pour les épaisseurs de l'outil, ce qui constitue une fragilisation entre les zones dures et les zones tendres.

-le phénomène de rupture totale, au cours de l'exploitation de l'auget, a été constaté surtout au niveau du méplat dans la partie supérieure de l'auget, zone où les épaisseurs sont différentes, et localisés près des défauts ; ces défauts qui rendent le matériau apte à développer la fissuration.

-l'examen du matériau a montré un développement de structures de la matrice perlitique, mais aussi comportant de la ferrite. Ceci, pour rappel et renvoi, en complément avec des études menées auparavant faites sur des échantillons qui ont révélés une structure de fonte blanche ou et d'autres échantillons ont révélé une structure de fontes grises. Le matériau comporte des composées de soufre, vu l'augmentation du soufre dans certains échantillons analysés par spectrométrie, sans pour autant un changement important dans la teneur de Mn .

-selon que l'auget est chaulé ou non, deux températures de contact ont été déterminées : une température de l'ordre de 640°C lorsque le matériau est non chaulé, ou lorsque la chaux ne remplit pas convenablement son rôle, est excessive pour l'exploitation de l'auget car elle développe des contraintes thermiques assez de la résistance du matériau. La deuxième température assez proche de 170°C est recommandée, ou encore correspond lorsque la chaux est convenablement utilisée, car les gradients thermiques dans le matériau ne seront pas aussi importants.

-les traitements auxquels des échantillons ont été soumis, en complément des travaux entamés auparavant, ne font que confirmer la mauvaise exploitation des augets quant à la vitesse de refroidissement et le chaulage. Très probablement dans les conditions réelles le refroidissement du matériau est assez proche de celui des échantillons soumis aux trempes interrompues. C'est-à-dire que le matériau en exploitation ne se refroidit pas jusqu'à la température ambiante, ou qu'il n'est pas assez refroidit pour reprendre le cycle suivant. Apparemment la chaux avec ce cycle de trempes isothermes est menée de manière non soignée. Les observations montrent que le matériau comporte un important endommagement vu la fissuration qu'il présente.

-la présence de formation de composés tels que les sulfures rend le matériau apte à se fissurer ; la teneur en soufre doit être convenablement lors de la fusion.

En général, il est recommandé d'assurer une meilleure qualité du produit au niveau de la fonderie qui élabore ce genre d'outil, de préparer soigneusement la chaîne des augets en ce qui est du chaulage et du choix des pièces à monter, et de favoriser un refroidissement assez lent.

V-REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.

- [1]. M. DURAND-CHARRE. «La microstructure des aciers et des fontes. Genèse et interprétation». Institut National Polytechnique de Grenoble; ISBN 2-906-643-27-0; année 2003.
- [2]. Techniques de l'Ingénieur, Fontes à graphite sphéroïdal (Propriétés d'utilisation) M 4610.
- [3]. M. DUPEUX. «Aide-mémoire science des matériaux». Dunod, Paris, 2005; ISBN 2 10 005458 9.
- [4]. VERHOEVEN J.D. Steel metalurgy for the non metallurgist. Année 2007.
- [5]. MARTIN J.W. « Concise encyclopdia of the structure of materials ». ISBN-13:978-0-08-045127-5, année 2007.
- [6]. P. BASTID, Comportement Thermomécanique de Fontes à Graphite Sphéroïdal pour Collecteurs d'Echappement, Thèse, Paris 1995.
- [7]. H. BERNS & W. THEISEN, Ferrous Materials (Steel and Cast Iron), Verlag Berlin Heidelberg, 2008.],
- [8]. H. BERNS & W. THEISEN, Ferrous Materials (Steel and Cast Iron), Verlag Berlin Heidelberg, 2008.],
- [9]. MULLINS J. D., Alliage des Fontes Basiques à Graphite Sphéroïdal, Sorelmetal, 85 QIT-Fer et Titane Inc.
- [10]. ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, ASM International, 2005.
- [11]. ROUSSEAU D. et al. « Fatigue Thémique des Aciers à Outils Pour travail à Chaud». Second Colloque international sur les Aciers à Outils pour Travail à Chaud, St-Etienne 1977, Décembre 1977.
- [12]. Techniques de l'Ingénieur, Traitements thermiques des fontes (guide de choix), M1145 et M1146.
- [13]. MIQUEL B, «Etude du Comportement et de l'Endommagement en Fatigue Thermo-Mécanique de l'Acier F82H-MOD à 9% de chrome ». Stage d'initiation à la recherche, DEA Génie Mécanique, Université Paul Sabatier, Ecole des Mines d'Albi-Carmaux, Février-Juin 1998.

- [14]. COLLINI L. et al. «Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron». Materials Science and Engineering A 488, année 2008, 5296539.
- [15]. BOCKUS S. et al. «Production of Ductile Iron Castings with Different Matrix Structure». ISSN 139261320 Materials Science (MEDZIAGOTYRA), Vol. 16, No. 4, année 2010.
- [16]. VERHOEVEN J.D. Steel metalurgy for the non metallurgist. Année 2007.]
- [17]. MEDJEDOUB F. «Détermination des paramètres influant sur le phénomène d'endommagement par fatigue thermique des moules en fonderie sous-pression d'aluminium » ; année 2004 .
- [18]. FILACCHIONI G. et al. «Thermal fatigue behavior of different candidate structural materials: a comparative study». Journal of Nuclear Materials , année 2004, 2636267.
- [19]. R. Zuchowski. «Analysis of the thermal fatigue process». Journal of Materials Processing Technology n° 106, année 2000, 167-172.
- [20]. AMIABLE S, et al. « A computational lifetime prediction of a thermal shock experiment; 2005.
- [21]. XINBIN Hu, et al.«Coarsening behavior of $M_{23}C_6$ carbides after ageing or thermal fatigue in AISI H13 steel with niobium». International Journal of Fatigue n° 28, année 2006, 1756182.
- [22]. ARMAS A.F., et al. «Mechanical and microstructural behaviour of isothermally and thermally fatigued ferritic/martensitic steels». Journal of Nuclear Materials, année 2002, 5096513.
- [23]. REVEL P., et al.«Experimental and numerical simulation of a stainless steel coating subjected to thermal fatigue». Material Science and Engineering A290, année 2000, 25632.
- [24]. TINTO R. «Ductile Iron Data for Design Engineers». Iron and titanium Sorelmetal, Montreal, Quebec, Canada, année 1990.
- [25]. KRUPP U. «Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys. Microstructural Aspects and Modelling Concepts», année 2007.],
- [26]. ZHOU H., et al. «Thermal fatigue behavior of medium carbon steel with striated non-smooth surface». Surface and Coatings Technology n° 200, année 2006 ; 675866764.

- [27]. BUNCH J. O. et al. *Residual Stress Effects on Fatigue and Fracture Testing and Incorporation of Results into Design*, ISBN: 0-8031-4472-5, année 2007.
- [28]. BENEDYK J. C. et al. *Thermal Fatigue Behavior of Die Materials for Aluminum Die Casting* - Cleveland, année 1970, 1-20.
- [29]. ZHANG Y, et al. « The cavitation behavior of a metastable CrMnNi Steel. *Wear* n° 240, année 2000, 2316234.
- [30]. BALANDINE H. F. «Théorie de la formation des pièces», année 1998.
- [31]. ASMInternational. « *Casting Design And Performance* », ISBN-13:978-0-87170-724-6, année 2009.
- [32]. BENSABRA H, CHABOUR S. Article scientifique paru dans *Fonderie-Fondeur d'Aujourd'hui*.
- [33]. RIJYKOV A.A. « Principes théoriques de fonderie ».
- [34]. GUOBIN L., et al. «The nucleation and propagation of a thermal fatigue crack in 4Cr2NiMoV steel. *Journal of Materials Processing Technology* n° 100, année 2000, 63-66.
- [35]. *Traitement thermique des fontes ; Technique de l'Ingénieur*.
- [36]. LATRECHE S. Thèse de magister soutenue à l'université de Skikda, année 2012.