الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE DR. YAHIA FARES DE MEDEA

FACULTE DE TECHNOLOGIE

Département du Génie Mécanique



Mémoire de Fin d'Études

Présenté pour l'obtention du Diplôme
De Master en Génie Mécanique

Option : Ingénierie des matériaux et des surfaces

THEME

COMPORTEMENT MECANIQUE ET A L'USURE D'UNE FONTE GRISE HYPO EUTECTIQUE FAIBLEMENT ALLIEE AU CHROME

Proposé et dirigé par,

Mr: EL MOHRI A/NOUR

Préparé et présenté par,

1-Ibrahim Yakhlef

2_Ameur Benslimani

Remerciements

Avant d'aborder ce mémoire, je tiens à remercier toutes les personnes qui ont contribué à l'accomplissement de ce travail. Ce travail a été réalisé sous la direction du poval BARROUAGHI sein du Laboratoire de fonderie, département de géné mécanigue de l'Université de médéa. Je lui exprime toute ma gratitude et reconnaissance d'avoir accepté de diriger ce travail. Je ne cesse de lui exprimer mes remerciements les plus sincères. La qualité et la régularité avec lesquelles il a suivi mon travail ont été primordiales au bon déroulement de mon mémoire, ainsi qu'à l'analyse approfondie des résultats expérimentaux

Je prie Pr. M HBIRACH de bien vouloir accepter ma profonde gratitude pour l'honneur qu'il me fait en acceptant d'être le président du jury de mon mémoire.

J'adresse mes remerciements à Messieurs, BELHADJet M.S ZIRARI pour m'avoir fait le plaisir de juger mon travail.

Enfin, je tiens à m'excuser auprès de tous ceux et celles qui ont contribué directement ou indirectement à l'aboutissement de ce travail, mais qui, faute de place, ne sont pas cités ici. Qu'ils sachent que je leur adresse toute ma gratitude

Abstract

High chromium cast irons are widely used in many engineering practices where wear resistance is required. They constitute the third generation of alloy after common and Ni-hard cast irons. This paper studies the effect of titanium amount on the wear behaviour of a slightly hypoeutectic high chromium white cast iron. The amount of titanium was varied in the ranging of (0.5-3%). Other approach was investigated by adding other carbide forming elements such as manganese and molybdenum as a combination of two and three elements. The scope of this work is to find a compromise between matrix and eutectics properties in order to reach an optimal behaviour during wear process. The aim is mainly to see the influence of these elements on the toughness of the matrix, the smoothness of the structure as well as the wear properties of this kind of cast iron. A metallographic characterization (optical and MEB observations) and DRX completed by refinement Rietveld of the experimental diffractogramme was realised. Results, discussed in terms of wear behaviour, shows that lower volumelossisseenforthesamplehavinghighertitaniumcontent(3%Ti).Thisexplainsthatthemicrostructur of the studied white cast iron is constituted of fine martensite reinforced by proeutectic carbide (TiC) and M_7C_3type secondary and eutectic carbides.

Key words: Chromium cast iron, carbides, wear, eutectic.

Résumé

Les fontes à haute teneur en chrome sont largement utilisées dans les domaines où la résistance à l'usure est recommandée. Elles constituent la troisième génération d'alliage après les fontes ordinaires et les fontes au nickel. Le présent travail étudie l'effet de l'addition des éléments carburigènes sur le comportement à l'usure d'une fonte au chrome légèrement hypoeutectique. L'objectif visé est un compromis entre les propriétés de la matrice et des phases eutectiques constituant la microstructure de la fonte étudiée en vue d'atteindre un comportement optimal en cours d'usure caractérisé par de faibles pertes de masse en cours d'exploitation. La méthodologie utilisée consiste à introduire des éléments fortement carburigènes tel que le titane, le manganèse et le molybdène. L'utilisation du titane a été variée entre 0 et 3% par contre le manganèse et le molybdène ont été introduits à des proportions de l'ordre de 0,5% combinés avec le titane (Ti+Mn ; Ti+Mo et Ti+Mn+Mo). La microscopie optique et électronique à balayage ainsi la diffraction des rayons X complétée par affinement Rietveld du diffractogramme expérimental ont été utilisées pour mettre en évidence les précipitations secondaires ainsi que les principales phases microstructurales de cette fonte. Les résultats discutés en terme de comportement à l'usure montrent que la plus faible perte de masse a été obtenue pour l'alliage titrant 3% de titane. Ceci est justifié par le fait que la microstructure de la fonte est composée d'une fine martensite renforcée par des carbures du type MC (TiC) et des carbures secondaires du type M_7C_3 et d'un carbure eutectiqueallié.

Mots clés: fonte au chrome, carbures, usure, eutectique.

01

INTRODUCTION

II.1. Fontes alliées

Les fontes alliées sont caractérisées par des propriétés qui sont différentes des fontes ordinaires. Elles constituent à elles seules une classe distincte, celle des fontes spéciales. Ce type de fontes est obtenu à partir des éléments de base des fontes courantes tel que carbone, silicium et manganèse auxquelles des éléments d'alliage sont ajoutés (nickel, chrome, molybdène). La somme des teneurs de ces éléments dépassant 3%. Les fontes spéciales sont obtenues par des fonderies spécialisées dotées de fours électriques qui permettent un contrôle précis de la température et de la composition. Les fontes spéciales sont trop demandées sur le marché parce qu'elles assurent des performances nettement supérieures à celles des fontes courantes pour des applications qui mettent en jeux des conditions d'utilisation sévères.

II.1.1. Fontes utilisées dans le domaine de températures élevées

Parmi les domaines d'exploitation des fontes, il existe ceux qui mettent en jeu une température élevée. Les pièces produites à partir de ces fontes doivent remplir trois exigences principales :

- Résister à la déformation et à la rupture, sous les charges qu'elles subissent en service, à la température la plus élevée à laquelle elles se trouvent exposées dans l'application particulière considérée.
- Résister à l'oxydation provoquée par l'atmosphère ambiante et à la température de service.
- Résister au gonflement, être stables du point de vue structural et surtout ne subissant pas de transformation de phase dans le domaine de température d'utilisation.

II.1.1.1. Fontes au nickel

Les fontes au nickel sont destinées à être utilisées aux températures élevées et peuvent être employées de façon efficace à des températures de service comprises entre 400 et 820°C. Aux températures supérieures à 600°C, la résistance à l'oxydation des fontes austénitiques est supérieure à celle des fontes non alliées ou faiblement alliées. Les fontes austénitiques à graphite lamellaire sont couramment utilisées pour des applications en présence des vapeurs humides. D'autres types de fontes, avec une teneur en chrome variant entre 3 et 6%, présentent grâce au chrome une résistance élevée au gonflement et à l'oxydation à chaud, pour des températures de vapeur d'eau allant jusqu'à 600°C [1,2].

Les applications qui exigent une résistance mécanique plus élevée aux hautes températures nécessitent l'utilisation de fontes austénitiques à graphite sphéroïdal. Ces fontes ont donné des résultats satisfaisants dans leurs domaines d'application. Les fontes austénitiques sont métallurgiquement stables dans tout leur domaine de température utile. Du fait qu'il n'y a pas de transformation de phase, il n'y a non plus pas de discontinuité ni d'anomalies dans la dilatation thermique, lors du chauffage, et dans la contraction thermique, lors du refroidissement. En conséquence, ces fontes ne présentent qu'une faible tendance à se gauchir, à se déformer, à se fissurer ou à gonfler au cours des cycles thermiques. Il existe plusieurs nuances de fontes austénitiques à graphite sphéroïdal. Certaines contiennent du chrome et d'autres de forte teneur en silicium. Elles assurent une bonne résistance à l'oxydation comme elles revêtent des caractéristiques mécaniques convenables à des températures comprises entre la température ambiante et 750°C.

II.1.1.2. Fontes à forte teneur en silicium

Les fontes destinées pour des applications à haute température ont la teneur en silicium qui varie entre 4 et 7%. Cette teneur est suffisamment nécessaire pour réduire la vitesse d'oxydation des fontes aux températures élevées. Le silicium contribue à la formation d'une couche d'oxyde compacte et adhérente. Ces fontes peuvent être à graphite lamellaire ou sphéroïdal. Toute modification de la teneur en silicium correspond à une modification de la composition de la couche d'oxyde qui passe d'un oxyde de fer à un silicate de fer. Ces oxydes opposent une résistance élevée au transfert des atomes d'oxygène de la surface vers l'intérieure du métal et aussi à la diffusion des atomes du métal en direction de la surface vers l'extérieur. De ce fait, la vitesse d'oxydation diminue lorsque la teneur en silicium augmente. Le silicium entre en solution solide dans la ferrite et la durcit. Les pourcentages élevés de silicium réduisent la capacité d'une fonte à supporter les chocs mécaniques [1,2]. Par ailleurs, le silicium élève la température à laquelle la ferrite se transforme en austénite. En conséquence, il élargit le domaine de températures utile dans lequel on peut employer ces fontes, qu'elles soient à graphite lamellaire ou à graphite sphéroïdal.

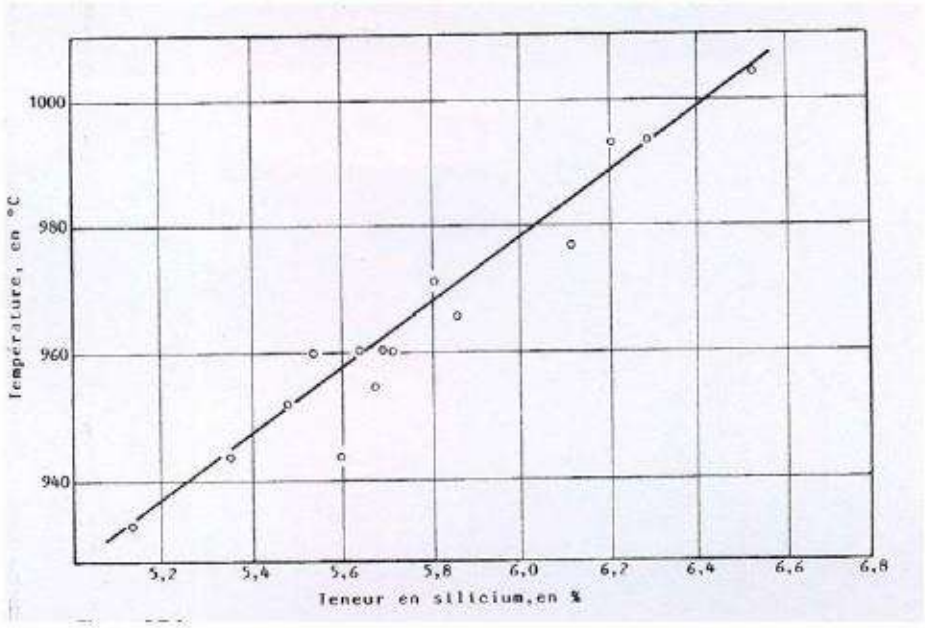


Figure1.1. : Influence de la teneur en silicium sur la température Ac_1 d'une fonte à forte teneur en silicium [2]

La fonte à graphite lamellaire à haute teneur en silicium (4 à 7%), connue sous le nom de « silal » a le graphite du type D (graphite inter-dendritique de suffusion) et sa matrice est constituée de ferrite. Cette fonte convient pour les applications à haute température de l'ordre de 900°C. Elle est relativement fragile comme elle est usinable et présente une résistance élevée à l'oxydation et au gonflement. Ce type de fonte est relativement fragile à la température ambiante mais, aux températures supérieures à 260°C, sa résistance au choc est supérieure à celle d'une fonte grise non alliée.

Les pièces en fonte à forte teneur en silicium exigent une manutention spéciale à la température ambiante et ne doivent pas être exposées à des chocs thermiques importants, en raison de leur fragilité aux températures inférieures à 260°C. Ces fontes sont utilisées pour des pièces de fours ou de foyers mécaniques, becs de brûleurs ou plateaux de traitement thermique.

Les fontes à graphite sphéroïdal à forte teneur en silicium sont caractérisées par une résistance mécanique et une ductilité supérieures à celles des fontes à graphite lamellaire. Cette caractéristique les rend aptes à être utilisées dans des conditions rigoureuses et le caractère discontinu de la répartition du graphite ralentit l'oxydation interne. La présence du silicium en solution solide contribue au durcissement de la ferrite et à l'accroissement des caractéristiques mécaniques de ces fontes surtout dans le domaine de température compris entre 370 et 540°C.

Les fontes dont la teneur en silicium est comprise entre 5.5 et 6.0% ont une excellente résistance à l'oxydation aux températures élevées. L'élévation de l'intervalle de transformation de la ferrite-austénite vers les températures supérieures contribue à la conservation de la stabilité dimensionnelle des pièces.
Les fontes à graphite sphéroïdal à 4-5% de silicium ont une ténacité inférieure à celle des nuances ferritiques de fontes à graphite sphéroïdal non alliées et à celle des fontes austénitiques à graphite sphéroïdal. A l'état brut de coulée, la microstructure de ces fontes est essentiellement ferritique, mais de petites quantités de carbures eutectiques et de perlite peuvent subsister aux joints de grains. La présence de ces constituants accentue la tendance à la fragilité qui exige un plus grand soin lors du décochage des pièces.
Certaines additions telles que le molybdène peuvent être effectuée en vue de garantir une résistance mécanique et une ductilité correcte à la température ambiante, tout en conservant les bonnes propriétés aux températures élevées. L'influence du molybdène se situe essentiellement dans l'intervalle 0.5-1%. Les fontes à 4% de silicium alliées au molybdène constituent des matériaux importants lorsque la température d'utilisation dépasse 700°C. De telles fontes, à 0.6-0.75% de molybdène, sont utilisées pour la fabrication de certains turbocompresseurs d'automobile ou de camion. A 1% de molybdène, ces fontes sont utilisées pour des collecteurs d'échappement de moteurs spéciaux et pour des supports de pièces pour traitement thermiques.

II.1.1.3 Fontes à l'aluminium

On rencontre deux types de fontes à l'aluminium où le graphite est soit lamellaire ou sphéroïdal. Dans le premier type, l'aluminium remplace une grande partie du silicium qui, normalement, est présent dans toutes les fontes. Dans le second type, l'aluminium est un élément d'alliage qui vient en sus de la teneur en silicium normale. Ces fontes sont caractérisées par une bonne résistance à l'oxydation aux températures élevées et au gonflement au cours des cycles de traitement thermique. Ces propriétés aux hautes températures sont assurées par la présence d'une mince pellicule d'oxyde superficielle étroitement adhérente au métal, jouant le rôle d'écran et empêchant ainsi la diffusion interne de l'oxygène. Le seul inconvénient que présentent ces fontes, c'est qu'elles sont difficiles à mouler. La stabilité aux hautes températures est assurée par une microstructure constituée de ferrite et de graphite. Si les pièces ne sont pas essentiellement ferritiques, à l'état brut de coulée, un recuit à 930-1040°C est préconisé pour décomposer la cémentite résiduelle et améliorer la stabilité dimensionnelle [1,2].

La pellicule d'aluminium caractérisant les fontes à graphite lamellaire à l'aluminium varie en fonction de la teneur en aluminium. Pour les teneurs en aluminium variant entre 2.4 à 6%, la pellicule d'oxyde est plus épaisse mais moins adhérente donc moins protectrice que pour les fontes à haute teneur en aluminium. Les fontes à l'aluminium sont utilisées pour la fabrication de diverses pièces telles que disques de freins, collecteur d'échappement des moteurs diesel, diffuseurs de sortie de turbines…etc. Les caractéristiques des fontes à l'aluminium aux températures élevées sont améliorées de manière considérable par l'addition de 1 à 2% de molybdène.

Les fontes à graphite sphéroïdal à forte teneur en aluminium présentent une bonne résistance à l'oxydation et au gonflement et elles ont des caractéristiques mécaniques nettement meilleures que les fontes grises également à teneur en aluminium élevée. La combinaison d'une forte teneur en silicium et d'une addition d'aluminium et de molybdène donne des fontes à graphite sphéroïdal qui offrent d'excellentes caractéristiques pour l'utilisation aux températures élevées, sachant qu'une fonte GS à 5- 6% d'aluminium présente des difficultés de fabrication. Cette difficulté revient à la formation d'une peau d'oxyde autour du jet du métal, lors de la coulée, qui risque d'être introduite à l'intérieure du moule. De plus, les fontes à l'aluminium sont très sensibles à la porosité due aux gaz. Il est essentiel que le moule ne contienne pas d'hydrocarbures ni encore d'humidité car l'aluminium réagit avec l'eau et les hydrocarbures pour donner de l'hydrogène libre qui, après s'être dissout dans la fonte, se trouve chassé du métal au moment de la solidification.

II.1.1.1.4 Fontes blanches à forte teneur en chrome

Ces fontes peuvent recevoir une addition de 12 à 39% de chrome qui permet de résister à l'oxydation à des températures allant jusqu'à 1040°C. Les fontes blanches à forte teneur en chrome sont souvent utilisées pour fabriquer des pièces complexes destinées aux applications à haute température qui ne mettent pas en jeu ni des chocs mécaniques importants ni une application brutale de la charge et cela en réalisant des économies de coûts considérables par rapport à un acier inoxydable.

Parmi les effets du chrome, c'est qu'il empêche la graphitisation et il est particulièrement efficace pour retarder le gonflement ainsi que l'oxydation aux températures élevées (fig.1.2) [1]. Lorsque la teneur en carbone est inférieure à 1.5%, la plus part des fontes à haute teneur en chrome peuvent être usinées. Par contre lorsque la teneur en carbone est plus élevée, elles cessent d'être usinables et leur emploi se trouve limité aux pièces qui peuvent être utilisées

sans usinage ou qui peuvent être usinées par rectification. Ces fontes présentent, par rapport aux aciers inox, une ductilité et une ténacité faibles, suite à la présence de carbures [1, 2,18].

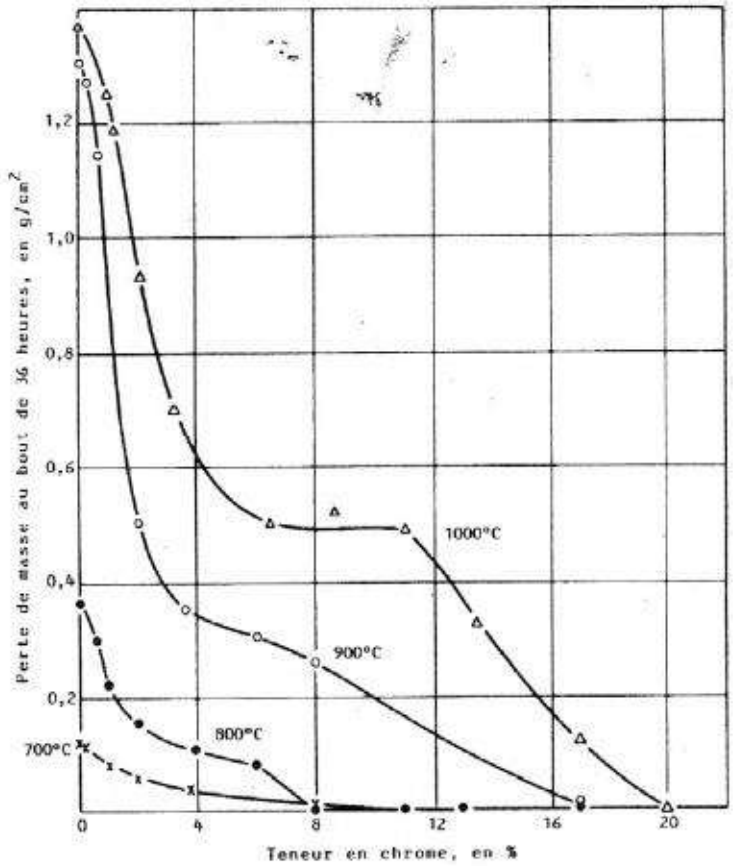


Figure1.2. : Influence du chrome sur l'oxydation des fontes alliées à différentes températures, mesurées par la perte de masse [2, 18]

Les fontes blanches à forte teneur en chrome sont réparties en trois groupes selon leurs microstructures :

- Fontes perlitiques et martensitiques qui contiennent 12 à 28% de chrome,
- Fontes ferritiques, qui contiennent de 30 à 34% de chrome,
- Fontes austénitiques qui, en plus d'une teneur en chrome qui varie entre 15 et 30%, contiennent de 10 à 15% de nickel pour stabiliser la phase austénitique jusqu'à des températures inférieures à la température ambiante.

De ce fait, le choix de fonte blanche à forte teneur en chrome dépend du niveau de température de l'application considérée, de l'importance des contraintes auxquelles la pièce doit résister en cours de service, de la durée de vie exigée et du prix de revient.

Les fontes blanches à haute teneur en chrome sont utilisées pour fabriquer des tubes de récupérateurs, des barreaux de concasseurs et des plateaux pour fours de frittage, des grilles, des becs de brûleurs ainsi que d'autres pièces.

II.1.2. Fontes utilisées en milieu abrasif

Les fontes blanches alliées conviennent particulièrement aux applications qui exigent une bonne résistance à l'abrasion. La dureté élevée de ces fontes est due principalement à la prédominance des carbures dans la microstructure ce qui leur confère la propriété nécessaire pour le broyage et le concassage des matériaux sans qu'elles soient dégradées elles même. Les meilleures propriétés d'exploitation de ces fontes résultent d'une bonne combinaison des caractéristiques de la matrice supportant les carbures ainsi que celles des carbures eux-mêmes. La matrice qui sert de support des carbures peut être ajustée en réglant la teneur en éléments d'alliages et en appliquant ou non un traitement thermique, en vue d'assurer un compromis le plus économique entre la résistance à l'usure par abrasion, d'une part, et la ténacité nécessaire pour permettre à la pièce de résister à des chocs mécaniques répétés, d'autre part.
La capacité d'une pièce à résister aux pertes de masse provoquées par l'abrasion est fonction de la forme de la pièce, de l'opération effective à laquelle celle-ci participe, de la nature et de la dimension du matériau qui est véhiculé, concassé ou broyé. De ce fait, la durée de vie de la pièce constitue le critère le plus important dans la plupart des applications. Dans ces divers environnements, la durée de vie de la pièce dépend des multiples sollicitations qu'elle subit. Pour le concassage et le broyage, la durée de vie de la pièce peut être limitée par son aptitude à supporter, sans rupture, les chocs mécaniques répétés. Dans le cas où les chocs mécaniques ne jouent pas un rôle important, la durée de vie de la pièce est conditionnée par sa capacité à résister au déplacement du milieu abrasif contre la surface du métal avec le minimum de perte de métal [1,2,18].
On rencontre divers types de fontes blanches offrant une variété de caractéristiques considérables pour un grand nombre d'application qui exigent la résistance à l'abrasion. Pour une pièce donnée, on peut choisir la composition chimique et le traitement thermique spécifique de manière à obtenir la répartition de carbures et le type de matrice qui donneront la durée de vie la plus longue. La plupart des fontes blanches utilisées dans le domaine de l'usure sont des fontes blanches alliées.

II.1.2.1 Fontes blanches au nickel-chrome

Les fontes martensitiques au nickel-chrome connues sous le nom « Ni-Hard » sont les premières fontes blanches alliées à être utilisées dans le domaine industriel. Ces fontes sont caractérisées par un coût de fabrication relativement faible et par d'excellentes performances en cours de service. Elles sont utilisées dans le domaine de l'exploitation des mines de cuivre et aussi pour les blindages des parois de broyeurs à boulets et aussi pour la production des boulets de broyage. On les rencontre aussi dans le broyage par voie humide et dans la manutention des boues abrasives et dans plusieurs autres utilisations (fig.1.3).



Figure 1.3. : Boulets et anneaux pour pulvérisateurs à charbon
en fonte blanche martensitique [1]

La teneur en carbone, dans les fontes blanches martensitique, varie entre 2,5 et 3,6 %. Ce sont les matériaux les plus économiques ayant satisfait les utilisations dans le domaine du broyage et concassage. Dans ces fontes, le nickel est l'élément d'alliage principal, sachant que pour les teneurs comprises entre 3,3 et 5,0 %, le nickel permet d'éviter la formation de la perlite et assure ainsi la formation de la martensite. La présence du chrome (1,4 - 3,5) % donne lieu à des carbures stables. La composition des fontes blanches martensitiques est fonction des épaisseurs des pièces et aussi des caractéristiques exigées pour leur utilisation [1,2], à savoir:

- La dureté est fonction de la proportion de carbures présents dans la matrice.

- Quand la résistance à l'abrasion est plus exigée que la résistance au choc, la teneur en carbone doit être comprise entre 3,2 et 3,6%. Par contre lorsque les conditions d'utilisation font intervenir des chocs répétés, la teneur en carbone doit être maintenue entre 2,7 et 3,2%.
- La teneur en nickel, nécessaire pour garantir une matrice martensitique dans ces fontes, dépend de la vitesse de refroidissement liée à la plus forte épaisseur des pièces. Généralement, pour une épaisseur comprise entre 25 et 50 mm, 3,4 à 4,2 % de nickel sont suffisantes. Pour des épaisseurs plus fortes, la teneur en nickel doit varier de 4,5 à 5,5%.

A l'état brut de coulée, les fontes martensitiques au nickel-chrome sont caractérisées par une prédominance d'austénite ce qui diminue un peu leur dureté. Un traitement thermique est nécessaire pour transformer une partie importante de l'austénite en martensite et aussi pour améliorer la résistance à l'abrasion le plus que possible.

II.1.2.2. Fontes blanches à forte teneur en chrome

Comparativement aux fontes blanches martensitiques, les fontes blanches à forte teneur en chrome sont moins coûteuses. Elles sont produites industriellement pour la fabrication de pièces d'épaisseur moyenne et elles peuvent mieux résister aux chocs mécaniques que les fontes martensitiques mais elles s'usent plus rapidement [2,19]. Lorsque ces fontes ne contiennent que du chrome comme élément d'alliage, elles doivent leurs caractéristiques de résistance à l'abrasion aux carbures de fer et de chrome dont la dureté Vickers varie entre 840 et 1800 Hv_{50} (fig.1.4). La nature de ces carbures varie en fonction du rapport Cr/C. Ces fontes doivent subir un traitement thermique pour permettre l'obtention d'une matrice martensitique [1,2].

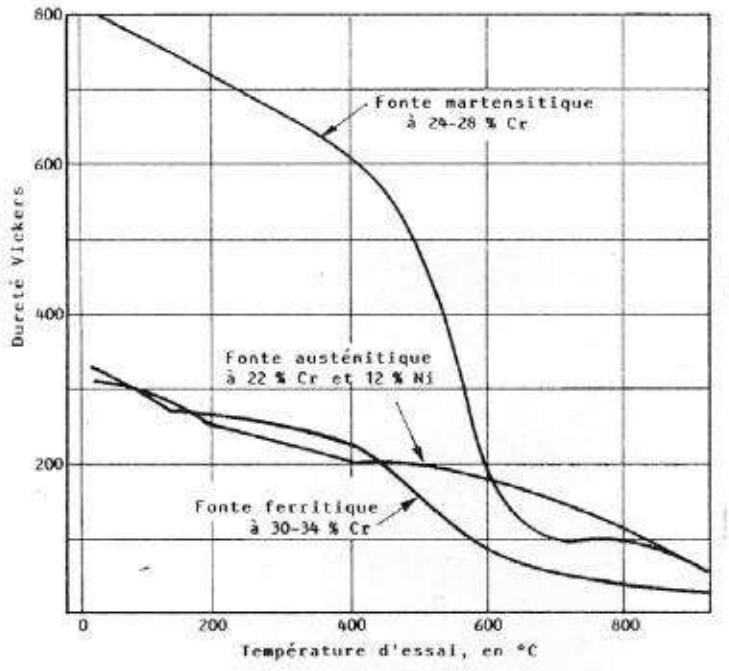


Figure 1.4. : Dureté à chaud de trois fontes à forte teneur en chrome [2]

II.1.2.3. Fontes blanches au chrome-molybdène

L'addition du Chrome à des teneurs variant entre 12 et 28% avec du Ni et du Mo permet la production d'une gamme d'alliage qui combine résistance à l'abrasion et ténacité. Les carbures eutectiques du type « M_2C » sont formés et la matrice peut être austénitique, martensitique ou perlitique en fonction de la destination de l'alliage. La présence du molybdène avec le chrome est efficace pour empêcher la transformation de la matrice austénitique en perlite lors du refroidissement à l'intérieur du moule ou en cours du traitement thermique. En général, la microstructure de la matrice des fontes blanches à forte teneur en chrome alliées au molybdène est constituée d'austénite. La ténacité ainsi que la résistance à l'abrasion des fontes blanches au chrome-molybdène sont améliorées par le traitement thermique. Dans ce cas, une température élevée est nécessaire pour permettre la déstabilisation de l'austénite sursaturée. Ceci permet la précipitation de carbures M_7C_3 dans la matrice [1,2]. Un refroidissement rapide est exigé pour garantir une résistance à l'abrasion maximale. Un traitement de détente est recommandé pour améliorer la ténacité des pièces produites.

II.2. Usure

II.2.1. Généralités

Le phénomène d'usure a été étudié sous plusieurs volets [20]. D'une manière générale, les modes de dégradations par usure peuvent être considérés comme la résultante de trois mécanismes mettant en œuvre l'adhésion, l'abrasion et la délamination. Dans tous les cas, les modes de dégradation conduisent à une perte de matière.

La définition de l'usure la plus large, qui est connue depuis les dernières 50 années, inclue la perte de matériaux à partir d'une surface et le transfert de ce matériau d'une surface vers une autre surface. Cependant une définition générique de l'usure a été proposée en tant qu'une perte progressive de matière à partir de la surface opérationnelle d'un corps et étant le résultat d'une sollicitation au niveau de la surface. L'usure est aussi un endommagement d'une surface, qui, généralement induit une perte de matière progressive suite aux sollicitations relative entre cette surface et une substance [21].

L'usure est un mécanisme très complexe où la surface réelle de contact comparée à la surface apparente de contact est très petite car elle est uniquement limitée aux points de contact entre les surfaces en mouvement. La charge appliquée aux surfaces sera transmise à travers ces points de contact et les forces locales peuvent être grandes. Dans un contexte globale (large) de l'usure, les propriétés intrinsèques de la surface du matériau telles que la dureté, résistance, ductilité,...etc, sont des facteurs importants de la résistance à l'usure mais d'autres facteurs tel que la finition de la surface, la lubrification, la charge, la vitesse de corrosion, la température et les propriétés de la surface opposée sont également importants à prendre en considération. L'usure est aussi un ensemble complexe de phénomènes amenant une émission de débris avec perte de masse, un changement dimensionnel et de forme et s'accompagnant de transformations superficielles.

L'étude du phénomène d'usure a été étudiée en prenant en considération les différents types de contacts qui peuvent avoir lieu entre les matières.

II.2.2. Différents types d'usures

En fonction des sollicitations qui caractérisent le type de service ainsi que l'environnement dans lequel travaillent les pièces, plusieurs modes d'usures peuvent gouverner le processus de perte de matières en cours de service. Il existe plusieurs types d'usures : usure par abrasion, usure par érosion, usure par frottement ainsi que d'autres usures mettant en œuvre d'autres environnements tel que le liquide ce qui est le cas de l'usure par cavitation.

II.2.2.1. Usure abrasive

Le mécanisme de l'usure abrasive est principalement le même que celui rencontré lors de l'usinage, broyage et polissage (fig.1.5). Ce mécanisme de dégradation fait intervenir dans les premiers instants uniquement les corps antagonistes. Par la suite, il devient rapidement une usure à trois corps. L'usure abrasive à deux corps a lieu lorsqu'une surface (généralement plus dure que la seconde) enlève du matériau à partir du second, quoique ce mécanisme change souvent en une usure à trois corps lorsque les débris générés jouent le rôle d'abrasifs entre les deux surfaces. En cours de broyage, ces matières abrasives produisent une série d'indentations.

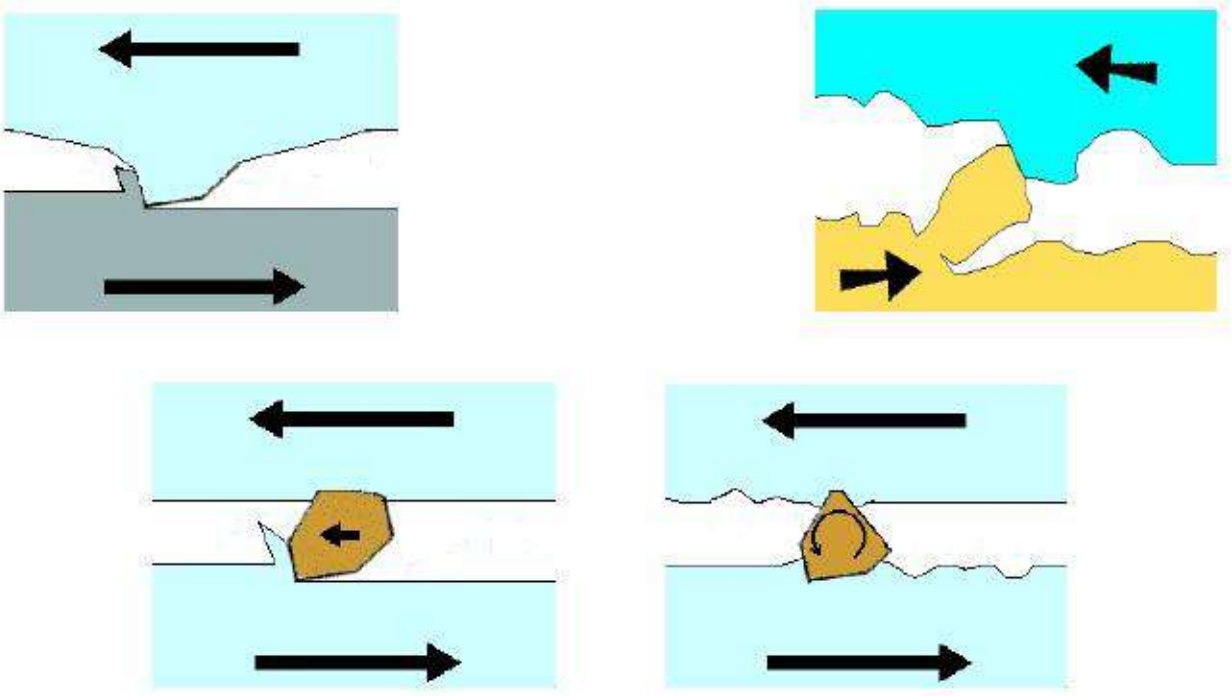


Figure 1.5. : Schéma illustrant une usure abrasive [22]

II.2.2.2. Usure par frottement

Le frottement est fonction de la zone de contact réelle entre les deux surfaces ainsi que de la nature et de la force de l'interaction.

Le frottement est attribué à l'accrochage réciproque des aspérités présentées par les surfaces frottantes. Le frottement s'exerce suivant un plan (fig.1.6) sur lequel viennent affleurer les aspérités tronquées appartenant aux deux surfaces. Il est préférable que les duretés des métaux en présence ne soient pas trop différentes, de manière à ce que la décapitation des aspérités puisse se poursuivre suivant les deux surfaces. Si l'un des métaux était très dur comparativement à l'autre, l'usure du métal mou se poursuivrait indéfiniment.

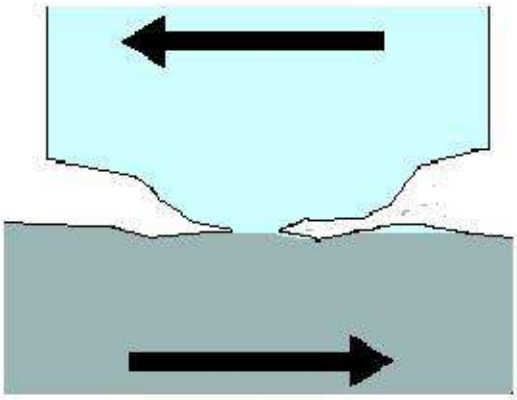


Figure 1.6. : Schéma décrivant une usure par frottement [22]

II.2.2.3. Usure par érosion

L'érosion est provoquée par un gaz ou un liquide qui peut ou pas emporter les particules solides entraînées empiétant sur une surface (fig.1.7). Quand l'angle de l'impact est petit, l'usure provoquée est étroitement analogue à l'abrasion [2, 21-23]. Quand l'angle de l'impact est normal à la surface, le matériau est déplacé par écoulement plastique ou est délogé par rupture fragile.

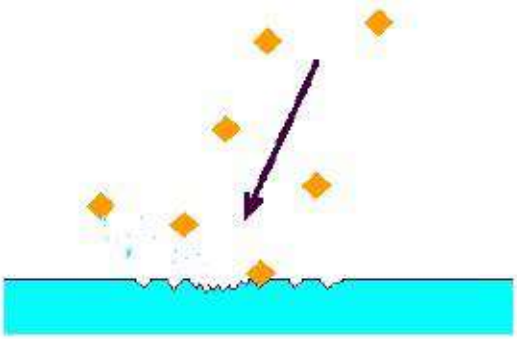


Figure 1.7. : Schéma décrivant une usure par érosion [21]

II.3. Description des différentes phases microstructurales des fontes spéciales

D'une manière générale, la composition microstructurale des fontes alliées dépend, entre autres, de la composition chimique. Une composition hypoeutectique est caractérisée à l'état brut de coulée d'un réseau d'eutectique contenu dans une matrice austénitique. Lorsque la fonte est eutectique, sa composition est monophasée. La microstructure dans ce cas est constituée d'un eutectique qui est un agrégat d'austénite eutectique et de carbure M_7C_3. Les compositions hypereutectiques sont représentées par une microstructure caractérisée par la présence de carbures primaires qui cœxistent avec une phase eutectique. La proportion, la

forme ainsi que la répartition de ces phases dans la microstructure dépend de la teneur en carbone, des éléments d'alliages et du type de traitement thermique adopté.
Après solidification, la microstructure des fontes spéciales est composée de deux types de phases : la matrice et les carbures ou bien du graphite. La matrice, en fonction du mode de refroidissement adopté peut être ferritique martensitique ou austénitique. Selon quelles soient grises ou blanches, elles se refroidissent selon un diagramme ternaire Fe-C-X, où X représente l'élément d'alliage en question. Après traitement thermique, des carbures de fines dimensions apparaissent dans la matrice suite à un phénomène de durcissement secondaire et contribuent à l'amélioration de ses propriétés d'emploi [10].

II.3.1. Matrice

La matrice à l'état brut de coulée des fontes peut être composée de bainite, de martensite, de carbure eutectique et d'austénite (γ) en fonction de la teneur en carbone et en élément d'alliage. Cependant, l'austénite peut se transformer en austénite résiduelle (γ_R) qui est censée se transformer à son tour en phases (martensites,…etc.) utiles après traitement thermique [24]. Les différentes phases microstructurales qu'on puisse rencontrer dans la microstructure d'une fonte spéciale sont les suivantes :

- Austénite

C'est une solution solide de carbone et d'autres éléments dans le fer gamma. La solubilité limite du carbone dans le fer gamma est de 2,14 % (fig.1.8). L'austénite est stable à haute température, peu dure et relativement malléable (HB = 300). La microstructure de l'austénite est composée de grains polyédriques.

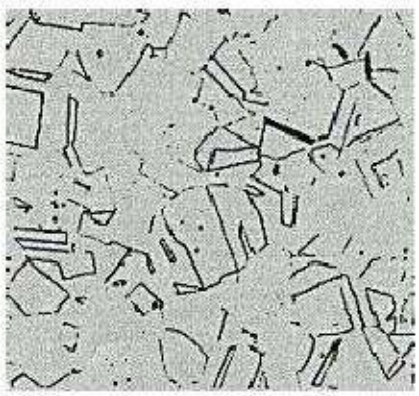


Figure1.8. : Micrographie de l'austénite [48]

- Perlite

Cette phase est rencontrée dans les fontes qui ne contiennent pas d'éléments suppresseurs de la formation de perlite. La perlite est généralement rencontrée dans les moulages à l'état brut de coulée. C'est un mélange homogène de ferrite et de cémentite qui peut avoir des aspects lamellaire ou globulaire. Cette dernière est issue d'un recuit d'adoucissement. La perlite est caractérisée par une dureté qui avoisine 200 HB, elle est tenace (Rm= 850N/mm$_2$), assez ductile (A%=10) et facile à usiner.

Du point de vue microscopique, la perlite se présente sous forme d'un agrégat se présentant sous forme de feuillage constitué de ferrite et de cémentite qui résulte de la transformation eutectoïde :

Austénite Ferrite + Cémentite

Ces deux constituants apparaissent en colonies sous la forme de plaquettes alternées (fig.1.9). Au niveau de chaque colonie, les plaquettes sont presque parallèles et régulièrement espacées. L'espace séparant les plaquettes est sensiblement le même pour une même température de transformation et peut même varier d'une colonie à une autre. L'examen micrographique, d'une coupe plane d'un échantillon perlitique, montre la présence des lamelles alternées de ferrite et de cémentite. La proportion en poids de ferrite dans la perlite est de 87% et celle de la cémentite de 13%, ce qui explique que les lamelles de ferrite sont beaucoup plus épaisses que celles de la cémentite.

La finesse de la perlite (épaisseur des lamelles) est étroitement liée à la température de transformation. Ainsi, les fontes alliées (Ni, Cu ; Sn ; …) présentent une perlite très fine suite à un abaissement du palier eutectoïde.

Observée à un faible grossissement après une attaque métallographique au Nital 4%, la perlite apparaît en brun ou en couleur sombre et présente souvent un aspect irisé. Ceci est dû à la réflexion de la lumière sur les joints qui séparent les lamelles de ferrite et de cémentite et qui sont creusés par l'attaque métallographique.

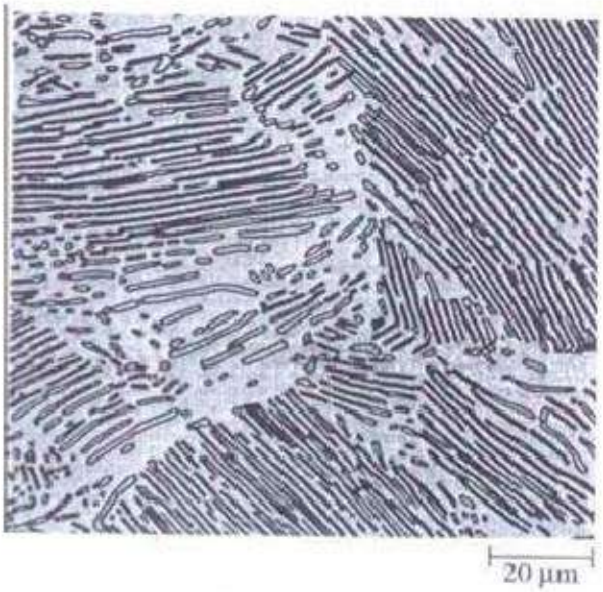


Figure 1.9. : Micrographie de la perlite [48]

A plus fort grossissement, la perlite peut être « résolue ». On remarque alors les deux constituants et les joints qui sont fortement attaqués. Selon la composition, l'épaisseur des pièces ou les traitements thermiques, la proportion de perlite présente dans la matrice des fontes peut varier de 0 à 100%. Le complément peut être constitué de la ferrite, de la martensite, de bainite,…etc.

- Martensite

La martensite est une solution solide de carbone dans le fer. Son réseau est quadratique (tetragonal) centré, voisin de celui du fer Alpha. Selon la vitesse de refroidissement, la température de trempe, la composition chimique, la transformation eutectoïde peut être escamotée et l'austénite peut se transformer en martensite. Lors d'une transformation martensitique, la vitesse de refroidissement est tellement élevée que la diffusion (phénomène thermiquement activé) n'a plus le temps de se produire. Les atomes de carbone se trouvent alors piégés à l'intérieur de la maille ferritique qui, sursaturée en carbone, se déforme pour devenir quadratique et contenir le carbone en excès. Ceci provoque un cisaillement du réseau cristallin [25]. La transformation martensitique est caractérisée par une température de début (M_s) et de fin (M_f) de transformation. A part le cobalt et l'aluminium, les éléments alliés en solution solide dans l'austénite abaissent le point de début de transformation noté M_s. La température de fin de transformation M_f est difficilement décelable. Elle est souvent située au dessous de la température ambiante. C'est pour cela que l'on observe souvent de l'austénite résiduelle dans la microstructure des alliages. La température finale est maintenue entre M_s et

M_f, la transformation est dans ce cas incomplète et de l'austénite subsiste. Cette dernière est appelée austénite résiduelle. Cette transformation se produit sans diffusion, elle est le résultat d'un déplacement coopératif d'un ensemble d'atomes groupés dans un plan cristallographique bien défini; elle s'apparente d'avantage à une déformation plastique (cisaillement) qu'aux autres transformations du type germination et croissance. Les cristaux de martensite se présentent sous forme de plaquettes allongées dans une direction et orientées à l'intérieur de chaque grain initial d'austénite suivant trois directions parallèles aux cotés d'un triangle équilatéral.

Le réseau parfait de la martensite est de maille quadratique s'apparentant à celle de la ferrite. La martensite a une structure cubique centrée correspondant globalement à celle de la ferrite mais elle est localement déformée par l'excès de carbone resté dans le réseau qui en le distordant, donne ainsi naissance à une structure locale de symétrie tétragonale centrée (fig.1.10). La transformation martensitique se fait selon un mécanisme diffusionnel, elle se forme sans qu'il n'y ait de changement de position des atomes voisins [26]. C'est une transformation qui est sujette à de multiples dislocations suite à la forte vitesse à laquelle elle se déroule.

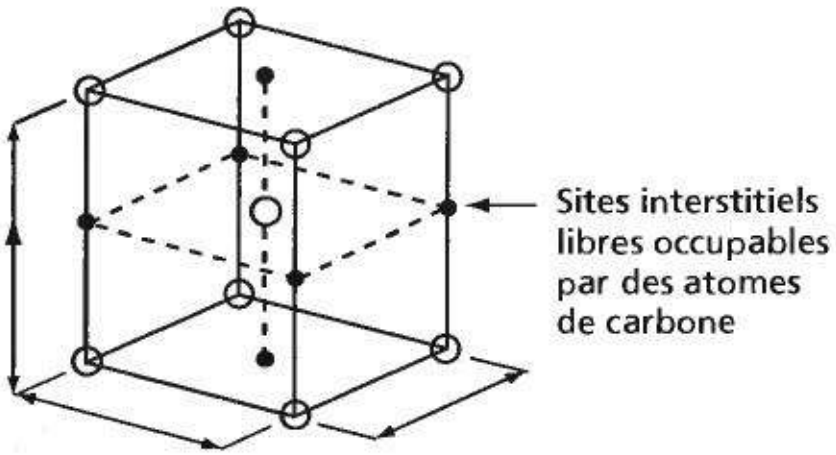


Figure 1.10. : Structure de la martensite [27]

- Bainite

La bainite est un composant microstructural qui se forme lors d'une trempe interrompue à des températures comprises entre 510°C et le point M_s. Son aspect est voisin de celui de la martensite et est composée de ferrite et de carbure. La teneur en éléments d'alliage est fonction des éléments carburigènes existants [25].

La microstructure de la bainite dépend de la température de maintien. Ainsi, on peut distinguer deux variantes, la bainite supérieure qui se forme dans une gamme de température comprise entre 470°C et 330°C et la bainite inférieure obtenue pour des températures inférieures comprises entre 330°C et le point M_S. La réaction conduisant à ce type de transformation est dite transformation bainitique ou réaction bainitique. Elle a lieu par diffusion d'éléments carburigènes, entre la transformation perlitique et la transformation martensitique

Il existe plusieurs types de bainite :

- La bainite supérieure : Elle est caractérisée par une microstructure constituée de fines plaquettes de ferrite;
- La bainite inférieure : Elle présente une microstructure et des caractéristiques cristallographiques très proches de celles de la bainite supérieure (fig.1.11). La principale différence étant que les particules de cémentite précipitent dans les plaques de ferrite,
- La bainite granulaire : Elle ne présente pas de carbures dans la microstructure. Le carbone est rejeté dans l'austénite qui la stabilise de telle sorte que la microstructure finale contienne de l'austénite, un peu de martensite, ceci à haute teneur en carbone, plus de la ferrite.

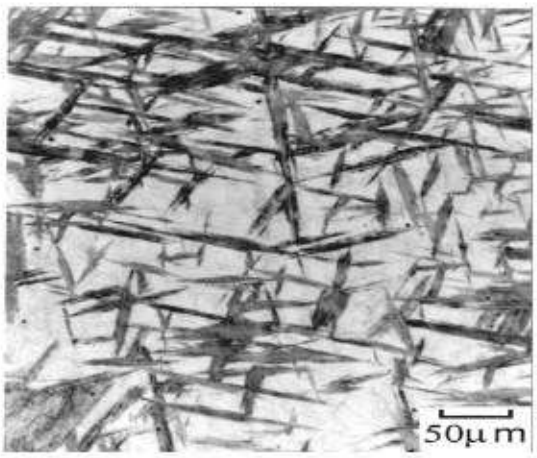


Figure 1.11. : Micrographie illustrant la morphologie de la bainite inférieure dans un alliage à 0.3% C et 4.0% Cr [25]

Une attaque métallographique ordinaire met bien en évidence la ferrite en forme d'aiguilles dont le contour est souvent irrégulier. Selon la composition chimique, la vitesse de refroidissement ou la température du maintien isotherme, la bainite peut être plus ou moins fine (bainite supérieure ou inférieure).

La transformation bainitique peut être décrite en deux étapes :

- Décomposition de l'austénite, en premier lieu en ferrite bainitique (α) et en austénite enrichie en carbone (austénite résiduelle). Le composé ainsi formé est appelé ausferrite. Des lattes ou des plaquettes de ferrites germent à partir de l'austénite. Le carbone diffuse dans ces aiguilles ou assiettes vers l'austénite qui s'enrichie en carbone [25]. Dans le cas où le temps de maintien isotherme est suffisant, cette austénite devient assez riche en carbone pour rester stable et ne se transforme pas en martensite lors du refroidissement.
- Lorsque le temps de maintien isotherme se prolonge, l'austénite, enrichie en carbone, finit par se décomposer en ferrite et en carbure : $\gamma \longrightarrow \alpha$ + carbures. La température de maintien influence cette précipitation et la diffusion du carbone étant plus rapide lorsqu'elle augmente. L'apparition de ces carbures s'accompagnera d'une chute de la ductilité et de la résilience.

La distinction entre bainite supérieure et bainite inférieure repose essentiellement sur des différences de morphologies entre les entités de ferrite bainitique. Dans la bainite supérieure, les unités de ferrite bainitique sont organisées en gerbes et de larges plages d'austénites subsistent après refroidissement et stabilisées par la diffusion du carbone. En ce qui concerne la bainite inférieure, les unités de ferrite ont une forme aciculaire et l'austénite résiduelle se présente sous forme de films beaucoup plus fins. La microstructure dans le cas des bainites inférieures est plus fine que dans le cas des bainites supérieures, certainement parce que la nucléation est favorisés par rapport à la croissance quand la température de maintien diminue.

- Troostite

La troostite est un agrégat lamellaire semblable à la perlite, mais de dimension microscopique et de dureté plus élevée (dureté supérieure à 400 HB). Pour une vitesse de refroidissement un peu supérieure à celle de la transformation perlitique, la diffusion du carbone est encore suffisante mais celle du fer est très faible, on obtient alors un agrégat appelé troostite qui est constitué de ferrite et de cémentite orientée selon certains plans du réseau de l'austénite. Souvent, on rencontre la troostite avec la martensite ou la perlite fine. Elle est précipitée par une trempe douce au cours de la transformation de l'austénite. La troostite n'est pas résolue par la microscopie optique.

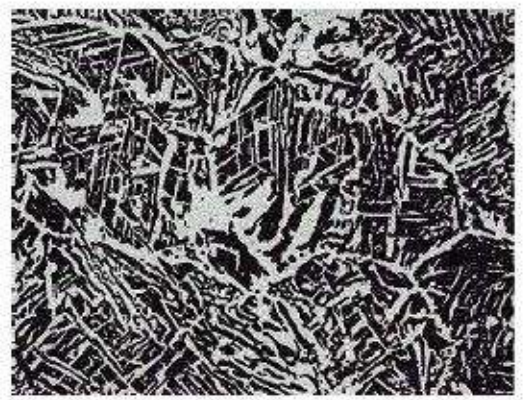
En raison de la fine dispersion de ses deux constituants, la troostite se colore très rapidement lors de l'attaque métallographique. Elle apparaît en gris clair ou sombre selon la durée de l'attaque.

- Ferrite

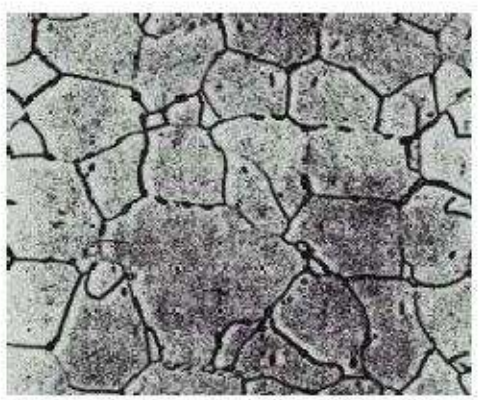
La ferrite est une solution solide de carbone dans le fer$_\alpha$, de structure cubique centrée, contenant environ 0.005 % de carbone à température ambiante et environ 0.03 % à 720 °C. La ferrite peut contenir en solution des éléments variés tels que le Cr, Ni, Si, P…etc. Elle est ductile et malléable. Ses caractéristiques sont :

- HB : 80 à 100
- Rm = 300N/mm²
- A = 35% (allongement)

La ferrite est magnétique jusqu'à 770 °C (point de curie). Après attaque au Nital, elle se présente sous forme de polyèdres blancs dont les joints de grains apparaissent en foncé. On rencontre deux types de ferrite : ferrite aciculaire et granulaire (fig.1.12).



Ferrite aciculaire



Ferrite granulaire

Figure 1.12 : Micrographies de ferrites aciculaire et granulaire [48]

II.3.2. Carbures

II.3.2.1. Caractéristiques générales des carbures

Les carbures se répartissent en quatre types : carbures interstitiels, carbures covalents, carbures intermédiaires et carbures saliniques. Leur formation est contrôlée par plusieurs facteurs à savoir : la différence d'électronégativité entre le carbone et l'autre élément, la dimension des atomes constituant le carbure et les caractéristiques de liaison de ces atomes.

II.3.2.1.1. Carbures interstitiels

Les carbures interstitiels sont formés à partir d'éléments du groupe B du tableau périodique. Ils sont caractérisés par une large électronégativité entre les deux éléments qui les composent. Vu sa petite taille par rapport à l'atome hôte, le carbone occupe une position interstitielle

dans la maille cristalline du carbure. La liaison est partiellement covalente et ionique, mais en plus grande partie, elle est métallique. C'est suite à cette caractéristique que les carbures interstitiels ressemblent aux métaux [28].

Tel que les alliages métalliques, la composition des carbures interstitiels est généralement intermédiaire et leurs conductivités électrique et thermique sont élevées. Les carbures interstitiels sont aussi caractérisé par un haut point de fusion (fig.1.13), une dureté élevée (fig.1.14 et fig. 1.15) et sont chimiquement inerte. Ils possèdent des critères réfractaires.

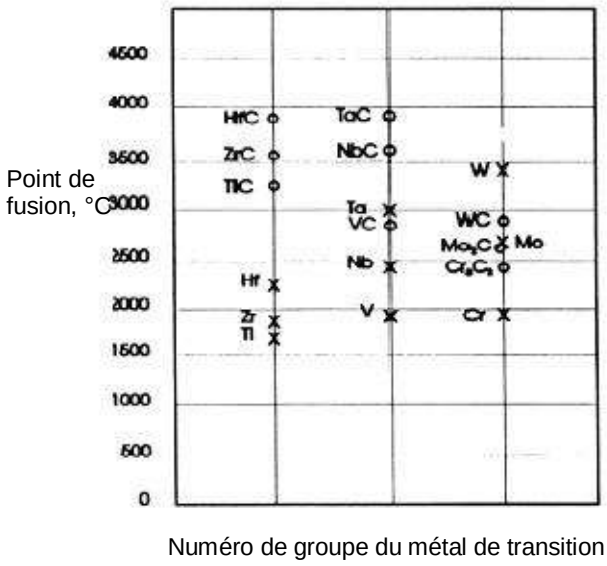


Figure 1.13. : Points de fusion des carbures interstitiels et de leurs métaux hôtes [28]

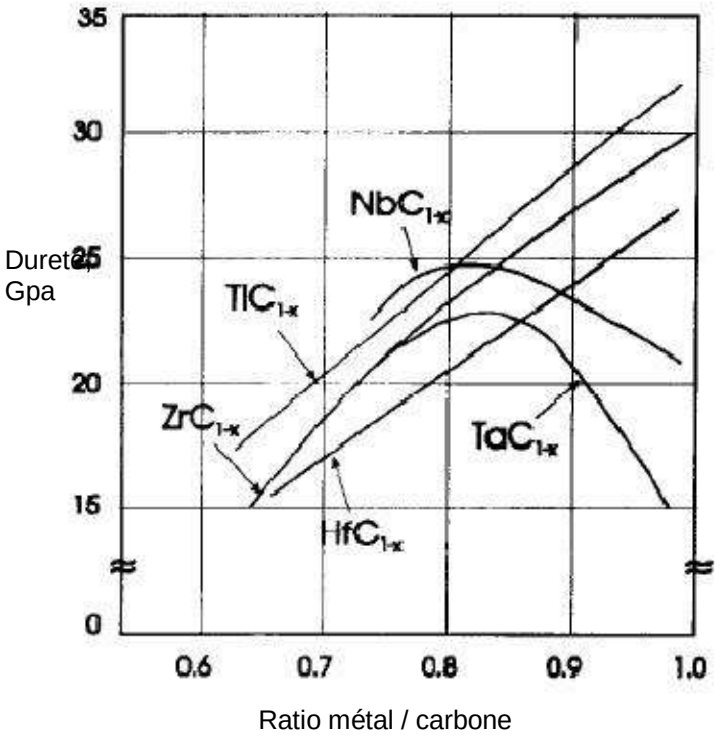


Figure 1.14. : Dureté des carbures en fonction du rapport métal / carbone [28]

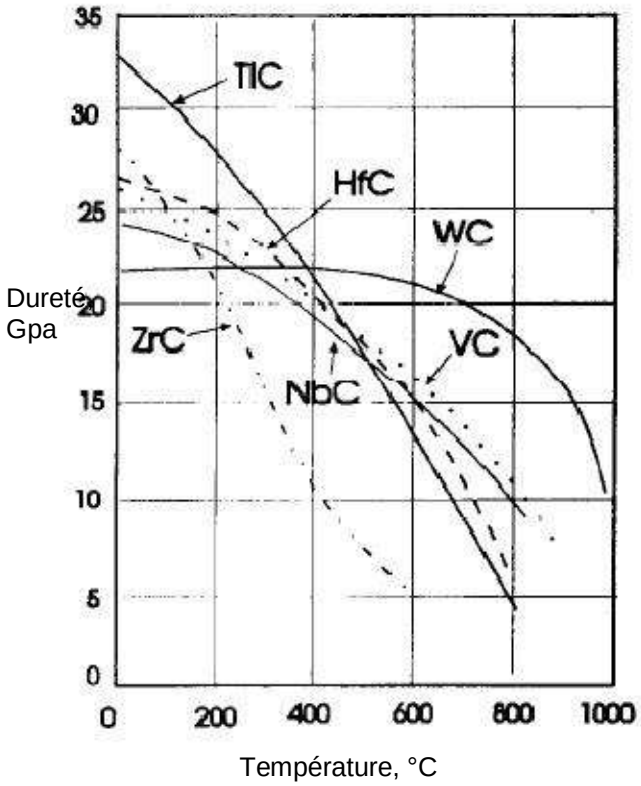


Figure 1.15. : Variation de la dureté des carbures en fonction de la température [28]

II.3.2.1.2. Carbures covalents

En ce qui concerne ces carbures, la différence en électronégativité entre le carbone et les éléments constituants le carbure covalent est faible. L'atome de carbone est légèrement plus petit que celui de l'autre atome qui entre dans la composition du carbure. La liaison est essentiellement covalente

II.3.2.1.3. Carbures intermédiaires

Les carbures intermédiaires sont formés à partir de certains éléments du groupe VII et VIII tel que le manganèse, le fer, le cobalt et le nickel ainsi que le chrome du groupe VI. La particularité que présentent ces carbures, c'est que leurs éléments ont un rayon atomique trop petit pour permettre une position interstitielle à l'atome de carbone sans qu'il n'y ait de distorsion de la maille cristalline. Ces carbures ne sont généralement pas stables [28].

II.3.2.1.4. Carbures saliniques

Ces carbures sont formés entre le carbone et la plupart des éléments électropositifs, rencontrés dans le groupe I, II et III du tableau périodique. Leurs caractéristiques se rapprochent de celles des sels mais leurs propriétés physiques sont différentes de celles de leurs constituants [28].

II.3.2.2. Type de carbures dans les alliages ferreux

Les fontes blanches sont le siège de formation de plusieurs types de carbures. Il existe une grande variété de fontes blanches alliées dans lesquelles les éléments d'alliage sont non carburigènes, tels que : Ni ; Si ; Al ; Cu ; …ou carburigènes comme : Mn ; Cr ; Mo ; W ; Ta ; V ; Nb ; Ti. Dans le cas où les éléments carburigènes se trouvent en faible proportion dans la fonte, le carbure prend la structure de la cémentite, car ces éléments sont solubles en faible proportion dans celle-ci. Au-delà d'une certaine proportion, il apparaît des carbures complexes ou spéciaux qu'on appelle aussi carbures alliés, qui coexistent souvent avec la cémentite. Ces carbures ont une formule du type $(X, Fe)_xC_y$. L'aspect de ces carbures est très variable selon la nature de l'élément carburigène, la proportion de cet élément ajouté à la fonte et la vitesse de refroidissement. Ainsi, le chrome favorise souvent l'apparition de carbures polyédriques, le vanadium donne des carbures légèrement rosés, d'aspect globulaire ou étoilé. Certains éléments carburigènes tels que le titane et le vanadium [13] contribuent à la formation de carbures primaires (carbures proeutectiques) dans les fontes hypoeutectiques. Comme la température de fusion de ces éléments est supérieure à celle du métal, ils sont les premiers à se solidifier pendant que le métal est encore liquide et avant l'apparition des

premiers cristaux d'austénite. Le carbure ainsi formé de titane ou de vanadium constitue un centre de germination de l'austénite et lui confère des propriétés supplémentaires en cours d'usure. Les autres éléments restent dissous en partie dans l'austénite, quant au reste, ils entrent dans la formation des carbures eutectiques du type M_7C_3, M_6C, et M_2C [11].

II.3.2.2.1. Carbure type M_3C

Dans les aciers et fontes ordinaires, ce carbure est appelé cémentite de formule Fe_3C. C'est un carbure à maille approximativement hexagonale où les atomes de carbone occupent une position interstitielle dans le réseau du fer et possèdent une plus grande mobilité que d'autres éléments de substitution dans le fer. Dans ce réseau, chaque atome de carbone est entouré de six atomes de fer (fig.1.16). Le Manganèse et le Chrome peuvent se dissoudre dans la cémentite en proportion importante, par contre le molybdène, le tungstène et le vanadium ont une solubilité limitée dans la cémentite. La cémentite, quoique cinétiquement favorable, est moins stable que plusieurs carbures alliés. Par conséquent, tant que la composition de la cémentite change, la précipitation des carbures alliés commence et éventuellement conduit à la dissolution de la cémentite. Dans les fontes et les aciers alliés, d'autres éléments métalliques prennent part dans le réseau de la cémentite d'où la dénomination M_3C de même structure que Fe_3C.

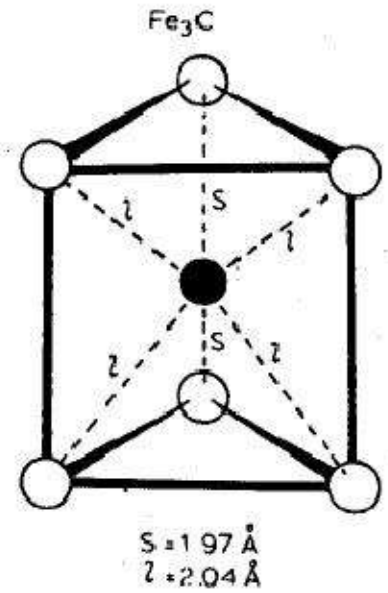


Figure 1.16. : Réseau de Fe_3C [18]

II.3.2.2.2. Carbure type $M_{23}C_6$

C'est un carbure riche en chrome, qui peut en plus contenir du tungstène, du molybdène, du vanadium et du nickel. C'est un carbure de maille cfc de structure type $D8_4$ appartenant au groupe d'espace Fm-3m et dont le paramètre cristallin est égale à 10,65 A° [31, 32]. Il se forme après l'un des deux carbures M_7C_3 ou M_2C. Le carbure $M_{23}C_6$ est le plus souvent le carbure à haute teneur en chrome le plus stable [29, 30].

II.3.2.2.3. Carbure type MC

Le carbure type MC peut être un carbure de vanadium, de niobium, de titane ou un carbure de tungstène. Le carbure type MC possède une structure cfc, il précipite sous forme de fines lamelles (disques). Généralement, ce type de carbure est caractérisé par un fort point de fusion et une dureté très élevée. Il fait partie des carbures interstitiels [28, 29, 31, 32]. Ces derniers sont caractérisés par une large éléctronégativité entre les éléments qui les composent. Sachant que l'atome de carbone est caractérisé par une faible dimension par rapport à celle de l'atome hôte, il occupe dans ce cas une position interstitielle dans la maille cristalline, de laquelle le carbure doit son appellation. Du point de vue structure cristalline, le rapport des atomes élémentaires R_C/R_M détermine la possibilité de la formation d'une structure interstitielle. Ces carbures sont caractérisés par une conductivité électrique et thermique élevées. De plus, ils ont un haut point de fusion et une dureté élevée comme ils sont chimiquement inertes. Les carbures de type MC sont généralement non stoechiométriques. En d'autres termes, des lacunes peuvent exister dans la maille cristalline. Dans la plupart des cas, c'est un déficit en carbone qu'en métal qui caractérise ces carbures de fauteux. Ceci se traduit par une variation des paramètres de mailles en fonction de la composition du carbure. La variation de la composition et la présence de défauts à l'échelle structurale altèrent considérablement les propriétés de ces carbures [28].

La présence de ces carbures dans les fontes spéciales, initialement due à l'addition d'éléments fortement carburigènes tel que le titane, le vanadium et le tungstène, favorise un affinement de la matrice [13, 33-34].

Ce carbure peut être classé en formes de pétale, en forme nodulaire, en forme de corail et en lamelles tel que montré par les figures 1.17 à 1.20 respectivement :

- On rencontre la forme en pétales (fig.1.17) dans les fontes à faible teneur en carbone sous forme de précipité, où en cours de solidification, la cristallisation de l'austénite se déroule avant la formation de l'eutectique (γ + MC) ;

- Le carbure MC en forme nodulaire précipite dans les fontes à forte teneur en carbone (fig.1.18) ;
- Le carbure en forme de corail (fig.1.19) se présente sous forme de cristaux primaires MC localisés dans le centre et de carbures eutectiques croissant dans des directions radiales par rapport au carbure primaire MC. Ce type de morphologie de carbure précipite dans les fontes à haute teneur en vanadium et peut cœxister avec des carbures du type M_7C_3 et selon la teneur en fer, il peut même coexister avec des carbures du type M_2C.

Les carbures du type MC sont caractérisés par de fortes duretés avoisinant 2800H_V. Leur présence, dans la microstructure des fontes, améliore la résistance à l'usure. La morphologie nodulaire du carbure MC, caractérisée par un moindre effet d'entaille, peut également améliorer la dureté de la fonte. Cette forme nodulaire est influencée par la composition chimique de la fonte. Elle peut se dégrader en une morphologie volumineuse ou floconneuse si la composition chimique de la fonte change.

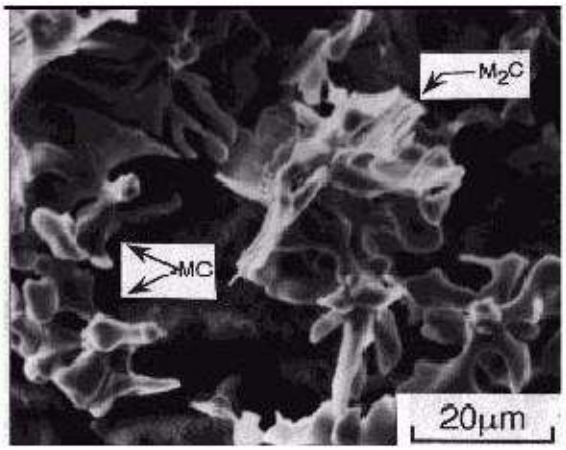


Figure 1.17.: Carbure MC pétales [35]

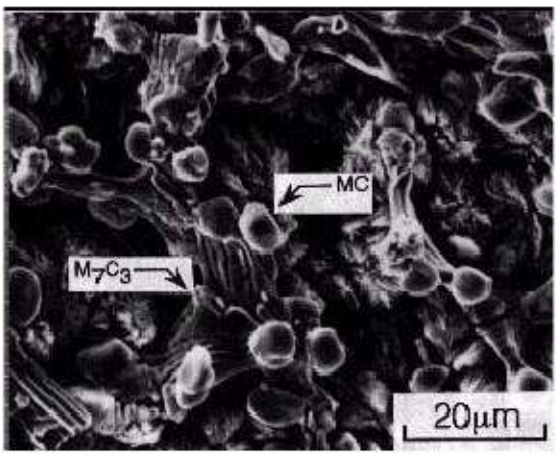


Figure 1.18.: Carbures nodulaires MC [35]

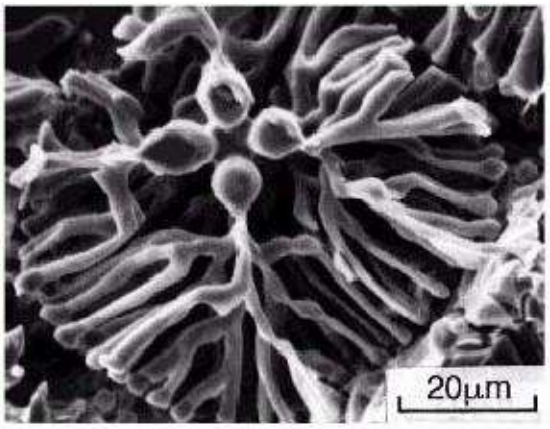


Figure 1.19.: Carbure MC en forme de corail [35]

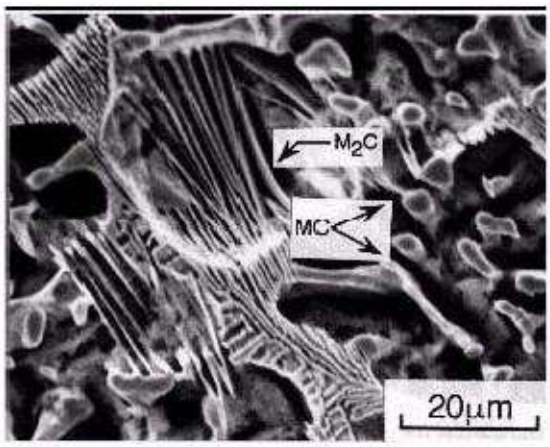


Fig.1.20. : Carbure M_2C en lamelles [35]

II.3.2.2.4. Carbure type M_2C

Dans plusieurs cas, le carbure M_2C est la phase qui se forme après la cémentite. C'est un carbure riche en molybdène de structure hexagonale et précipite sous forme d'aiguilles (fig.1.21) [29 ; 36]. Le chrome, le vanadium et le fer peuvent se dissoudre dans cette phase. Généralement ce carbure, se développe et prend naissance sur les dislocations de la matrice et sur les joints de laths de la martensite. Des études réalisées sur les alliages Fe-Cr-Mo ont montré que Mo_2C peut aussi germer sur les joints de ferrite/cémentite. La composition peut largement varier avec le molybdène, le chrome et le vanadium qui sont largement solubles.

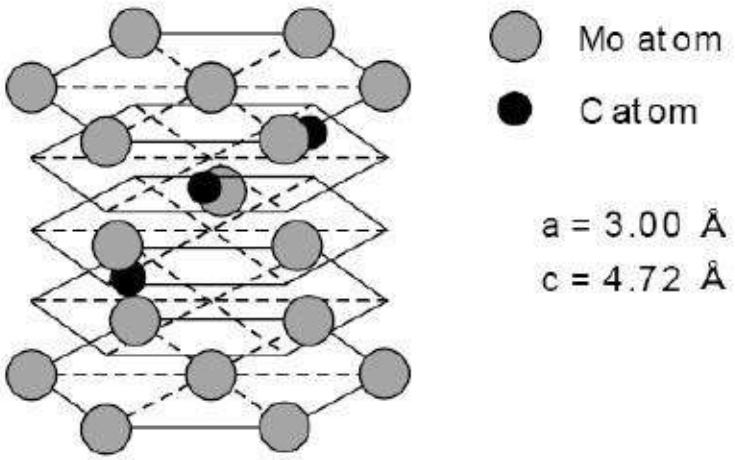


Figure 1.21. : Structure du carbure Mo_2C [18]

Les carbures riches en molybdène et en tungstène, en fonction de la composition chimique de la fonte, précipitent sous forme de M_2C à l'état brut de coulé et se présentent sous une forme lamellaire ou sous forme plaquette tel que montré par les figures 1.20, 1.22 et 1.23. Cependant, on signale que le carbure M_2C se transforme en carbure M_6C par chauffage [37].

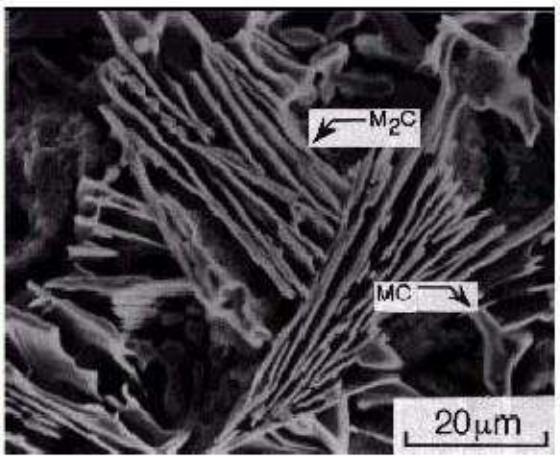


Figure 1.22: Carbure M_2C et MC en forme de plaquettes grossières [35]

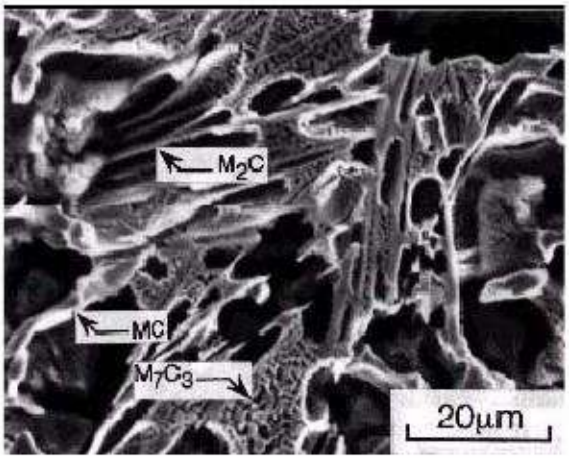


Figure 1.23: Carbures M7C3 et MC en forme de plaquettes formes de [35]

Le carbure eutectique lamellaire du type M_2C existe en isolation et ceci indique que la précipitation de ce type de carbure a lieu à la dernière étape de la solidification. Le carbure M_2C en forme de plaquettes consiste en de larges et épaisses plaquettes. Ce dernier existe généralement dans les fontes à forte valeur de W_{eq}. Dans les fontes alliées au molybdène, la formation du carbure Mo_2C est gouvernée par le rapport Cr/C et la teneur en molybdène [36].

II.3.2.2.5. Carbure type M_7C_3

C'est un carbure riche en chrome, on le rencontre sous plusieurs formes [31, 32, 38-42]. Des études microstructurales effectuées par DRX et MEB sur le carbure M_7C_3 ont révélé qu'il existe sous trois formes cristallographiques. On distingue le carbure M_7C_3 hexagonal, orthorhombique et trigonal [43]. Il en ressort que c'est un carbure mixte de chrome, de fer, et de vanadium très fauteux rencontré dans les fontes blanches et les aciers au chrome [44].
Le fer et le manganèse peuvent se dissoudre dans cette phase. Le carbure M_7C_3 se forme habituellement après M_2C ou après la formation de la cémentite. S'il n'y avait pas eu une précipitation intermédiaire de M_2C, il ne peut précipiter que si la teneur en chrome est suffisamment élevée par rapport aux autres éléments d'alliages. Si le molybdène est présent, il est possible que $M_{23}C_6$, au lieu de M_7C_3, se forme après M_2C. Le carbure M_7C_3 de chrome, rencontré dans les fontes à haute teneur en chrome, manifeste une morphologie en forme de tige ou lédéburitique. Il coexiste parfois avec les carbures du type MC et M_2C (fig.1.18 et 1.23).

II.3.2.2.6. Carbure type M_6C

C'est un carbure de structure cfc et de paramètre cristallin égale à 11.0A°. Il est riche en molybdène et peut aussi contenir du chrome et du vanadium. Le carbure M_6C précipite sur les joints de grains. Certains chercheurs ont affirmé que ce carbure peut germer séparément à partir de M_2X [45]. Il est aussi reporté que la germination de ce carbure ait lieu sur les joints de M_2X ou $M_{23}C_6$, comme elle peut aussi avoir lieu sur les joints de grains de l'austénite primaire [46].

II.4. Effet des éléments d'alliage

Les effets des éléments d'alliages engendrent une large variété de microstructures et de propriétés [1, 47-48]. L'interaction de ces éléments doit être prise en considération. Selon leur effet sur la matrice, les éléments d'alliages peuvent être répartis en deux catégories [49] :

- Eléments élargissant le domaine gamma et favorisant la formation d'austénite, comme le Ni, le Co, le Mn, le Cu, le C et l'N (ces éléments sont appelés stabilisateurs d'austénite ou gammagènes).
- Eléments rétrécissant le domaine gamma et favorisant la formation de ferrite, tels que Si, Cr, W, Mo, P, Al, Sn, Sb, As, Zr, Nb, B, S et Ce (ces éléments sont appelés stabilisateurs de ferrite ou alphagènes).

Du point de vue interaction avec le carbone, ces éléments peuvent aussi être répartis en deux catégories :

- Éléments carburigène tels que : Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti et Zr. Ces éléments entrent en solution solide dans la cémentite à faibles concentrations. Aux fortes concentrations, ils forment des carbures alliés plus stables ;
- Eléments non carburigènes (graphitisants), tels que le Ni, Co, Cu, Si, P et Al.

Dans la plupart des fontes, c'est l'interaction parmi les éléments d'alliage, y compris le silicium et le carbone, qui a l'effet le plus grand sur ses propriétés. Cette influence est exercée en grande partie par des effets sur la proportion et la forme de carbone sous forme de graphite présent dans le moulage. Par exemple, dans les fontes faiblement alliées, la profondeur de trempe ou la tendance de la fonte à être blanche à l'état brut de coulée dépend principalement du carbone équivalent et de l'état d'inoculation. L'addition des éléments peut seulement modifier la tendance de base établie par la relation silicium-carbone. D'autre part, les fontes blanches résistant à l'abrasion sont spécifiquement alliées au chrome pour promouvoir la formation des carbures. Pour les teneurs en chrome supérieures à 10%, il y a formation de carbure M_7C_3 qui devient la phase eutectique stable riche en carbone.

Les fontes blanches sont des fontes qui ne contiennent pas de graphite. Leur composition est choisie de telle manière que pour une section choisie, le graphite ne se forme pas lors de la solidification. La dureté des moulages en fonte blanche peut ainsi être contrôlée par un éventuel ajustement de la composition chimique. Les fontes blanches ont une teneur en carbone équivalent tellement basse ou bien elles contiennent une forte teneur en éléments d'alliages de telle manière qu'une fonte grise n'a aucune probabilité de se produire même à de faibles vitesses de refroidissement. Les éléments d'alliages tels que le nickel, le chrome et le molybdène sont utilisés seuls ou combinés en vue de permettre des améliorations spécifiques des propriétés comparées à celles des fontes non alliées. L'utilisation de tels éléments d'alliage induit des coûts élevés.

II.4.1. Carbone

Le carbone est caractérisé par un point de fusion égale à 3540 °C. C'est un élément de base pour les fontes et les aciers suite à sa grande influence sur leurs propriétés. Les propriétés des alliages ferreux dépendent fondamentalement de la teneur en carbone. Le fer dissout le carbone dans des proportions avoisinantes 2.08% qui marquent la délimitation entre les aciers et les fontes. En quantités allant jusqu'à cette limite de classification, le carbone se dissout dans le fer γ pour donner de l'austénite, mais sa solubilité dans le fer alpha est très faible (de 0.01 à 0.02%).

De tous les éléments chimiques des fontes et des aciers, le carbone exerce de loin l'influence la plus grande sur les propriétés du métal. On le rencontre sous la forme dissoute, cristallisé sous forme de graphite, ou combiné sous forme de carbure dur et fragile. Le carbone réagit avec les éléments carburigènes pour former des carbures. C'est un élément essentiel pour le durcissement. Son effet fortifiant consiste en un renforcement de la solution solide et permet la formation de carbures. Le carbone augmente la dureté des fontes blanches. Les fontes blanches à faible teneur en carbone (~2.50%C) ont une dureté de l'ordre de 375 HB, alors que les fontes blanches à teneur élevée en carbone (>3.5%C) ont une dureté de l'ordre de 600 HB. Dans les fontes blanches non alliées, un carbone total élevé est essentiel pour améliorer la dureté et la résistance à l'usure. En présence d'une teneur en silicium élevée, le carbone augmente la tendance à la formation de graphite. En conséquence, il est très important de garder la teneur en silicium basse dans les fontes blanches à haute teneur en carbone. L'étendu normal en teneur en carbone pour les fontes blanches non alliées se situe entre 2.2 et 3.6%.

II.4.2. Manganèse

Le manganèse est essentiellement un élément désoxydant et désulfurant [13]. Il a une faible tendance à la macroségrégation que n'importe quel élément commun. Il est bénéfique pour la qualité des surfaces de toutes les gammes carboniques. Le manganèse lie le soufre sous forme de sulfures de manganèse et réduit ainsi l'influence négative du sulfure de fer. La teneur en manganèse est maintenue à une teneur suffisante pour neutraliser le soufre en formant du sulfure de manganèse (MnS). Cette teneur minimale est fixée par la relation suivante :

$$Mn = 1{,}7\%\ S + 0{,}3$$

Les effets du manganèse et du soufre doivent être considérés ensemble pour les fontes grises et les fontes blanches. Séparément le manganèse et le soufre augmentent la profondeur de trempe [1]. Généralement le soufre est un élément résiduel.

Le manganèse, en plus de la teneur souhaitée pour la neutralisation du soufre, diminue doucement la formation de la perlite et agit comme un faible stabilisant de carbure. C'est aussi un élément gammagène relativement fort et il est normalement maintenu à une teneur de l'ordre de 0,7% dans les fontes blanches martensitiques [1]. Dans certains alliages ferreux ferritique ou perlitique, plus de 1,5% de manganèse peuvent être utilisés pour permettre l'obtention d'une résistance désirée. Lorsque la teneur en manganèse dépasse 1,5%, la résistance ainsi que la ténacité des fontes martensitiques commencent à chuter. La résistance à l'abrasion chute aussi principalement suite à la présence d'austénite résiduelle.
Dans les fontes résistant à l'abrasion, la teneur en soufre doit être maintenue faible car la présence de sulfures dans la microstructure affecte négativement la résistance à l'abrasion. Une teneur en soufre de l'ordre de 0,03 est le maximum qui puisse être toléré pour garantir une résistance à l'abrasion optimale.
La teneur en manganèse ainsi que le rapport Mn/S doivent être étroitement contrôlés. De plus le rapport Mn/S influence la forme du graphite (fig.1.24). Il apparaît que dans le domaine se trouvant en dessous de la droite Mn = 1,7%S + 0,15, tout le sulfure est stoechiométrique (MnS). L'excès de manganèse se trouve dissout dans la matrice. Dans le domaine délimité par la droite de l'équation précédente et la droite Mn/S = 1, un sulfure mixte du type (Mn, Fe)S est formé. Pour les rapports Mn/S <1, un pur sulfure FeS est aussi formé. Il a été montré que la compacité du graphite dépend du type de sulfure se trouvant dans la fonte [50]. Lorsque la teneur en FeS est prédominante par rapport à celle de MnS, un graphite nodulaire très compact est formé. Par contre, lorsque la teneur en MnS est prédominante, le graphite est par contre moins compact.

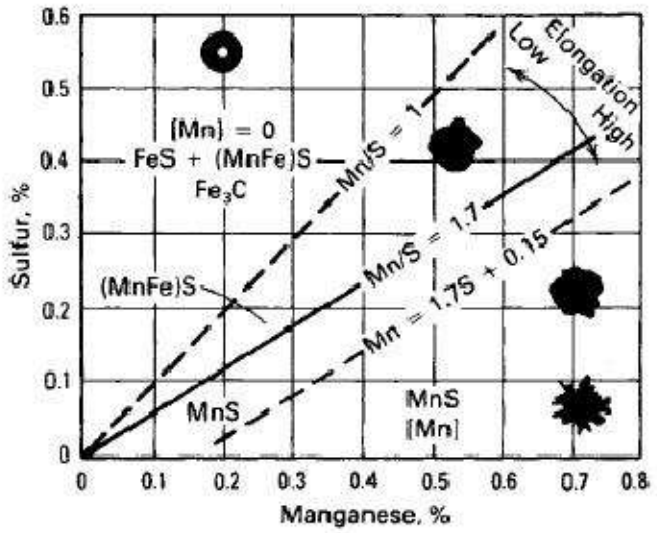


Figure 1.24. : Effet du ratio Mn/S sur la forme du graphite [1]

Le manganèse réduit très fortement la vitesse critique de trempe et augmente ainsi la trempabilité. La limite d'élasticité et la résistance sont accrues par une addition de manganèse, lequel a en outre une influence favorable sur l'aptitude au forgeage et au soudage tout en augmentant beaucoup la profondeur de la trempe. Des teneurs supérieures à 4% se traduisent, même en cas de refroidissement lent, par la constitution d'une structure martensitique fragile. Avec, parallèlement, une teneur en carbone élevée, les aciers avec des teneurs en manganèse dépassant 12% sont austénitiques car le manganèse élargit considérablement la zone gamma. Le manganèse est un faible élément carburigène, se dissolvant seulement dans la cémentite et forme la cémentite alliée dans les aciers [5]. Sa teneur varie en fonction de la matrice désirée : elle peut être aussi faible que 0,1% pour les fontes ferritique et aussi élevée que 1,2% pour les fontes perlitique car le manganèse est un élément qui favorise la formation de la perlite [1].

II.4.3. Phosphore

Le phosphore entraîne de fortes ségrégations primaires lors de la solidification du bain liquide et une possibilité de ségrégations secondaires à l'état solide. Le phosphore est un élément graphitisant doux dans les fontes ordinaires. Il réduit sensiblement la profondeur de trempe des fontes trempées (fig.1.25). En pratique, la teneur en phosphore varie entre 0,05 à 1,5%. A partir de 0,1%, le phosphore forme un eutectique ternaire Fe-Fe_3C-Fe_3P fondant à 983°C. Cet eutectique phosphoreux ou stéadite, crée des difficultés d'usinage et peut engendrer des porosités. Cependant le phosphore améliore la coulabilité et la fluidité des fontes.

Dans les fontes alliées, l'effet du phosphore n'a pas été étudié dans le détail. De plus, l'effet sur la résistance à l'abrasion n'a pas été prouvé définitivement. Dans les fortes sections de moulage de molybdène, des teneurs élevées en phosphore sont à éviter car elles neutralisent l'effet du molybdène sur la profondeur de trempe. Il est recommandé de maintenir la teneur en phosphore dans les fontes alliées à des tenures faibles (0.1- 0.3%).

Vu l'impossibilité d'obtenir une répartition homogène du phosphore, sa teneur est maintenue très basse et ne doit pas dépasser un seuil supérieur de 0.03 - 0.05%. Même avec des teneurs extrêmement réduites, le phosphore augmente la sensibilité à la fragilité au revenu. La fragilisation se manifeste sous forme de "fragilité à froid" et de sensibilité aux chocs (tendance à la rupture par fragilité).

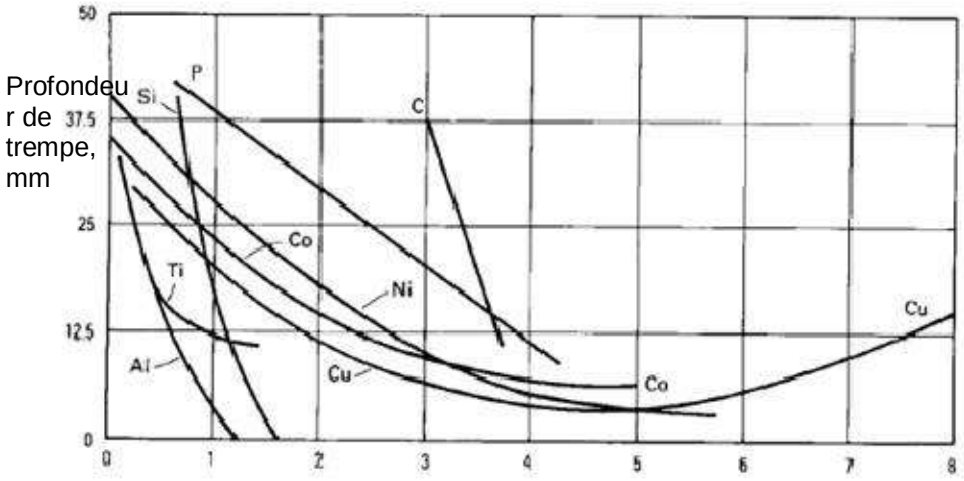


Figure 1.25. : Effet des éléments graphitisant sur la profondeur de trempe des fontes blanches à bas carbone [1]

II.4. 4. Silicium

De même que le manganèse, le silicium entre dans la composition des fontes. Sa présence dans les fontes favorise la formation de graphite et la tendance des fontes à devenir grises. Dans les fontes, le silicium est utilisé comme un puissant graphitisant. Le silicium n'est pas un métal, mais un métalloïde, au même titre que le phosphore et le soufre. Il est principalement utilisé pour la désoxydation. Le silicium augmente considérablement l'inoxydabilité à chaud, une raison pour laquelle les aciers réfractaires sont alliés au moyen de celui-ci. Ses teneurs possibles sont toutefois limitées car il porte préjudice à la déformabilité à chaud et à froid. Une résistance presque intégrale aux acides est atteinte avec 12% de Si, mais de telles nuances ne sont réalisables que sous forme d'acier moulé très dur et fragile, ne pouvant être usiné que par rectification.

Dans les fontes alliées, le silicium constitue l'élément principal qui détermine la teneur en carbone de l'eutectique. L'augmentation de la teneur en silicium abaisse la teneur en carbone de l'eutectique et favorise la formation de graphite lors de la solidification. De plus, la teneur en silicium est l'élément qui contrôle la profondeur de trempe dans les fontes blanches non alliées et à bas carbone (fig.1.26).

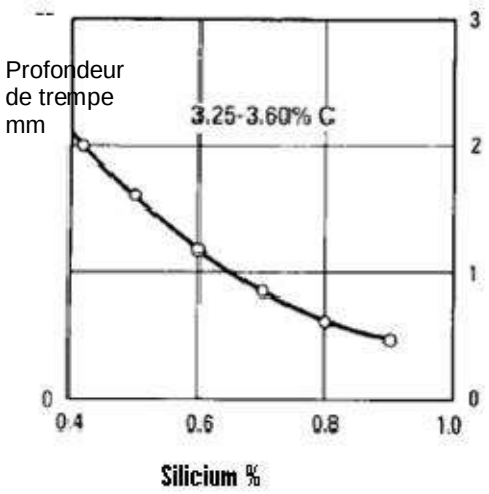


Figure 1.26. : Effet du silicium sur la profondeur de trempe [1]

Dans les fontes blanches fortement alliées, le silicium a un effet négatif sur la trempabilité par ce qu'il tend à favoriser la formation de la perlite dans les fontes martensitiques. Par contre lorsqu'une proportion en éléments suppresseurs de la formation de perlite tels que Mo, Ni, Mn, et Cr, l'accroissement de la teneur en silicium augmente la température Ms de l'alliage et permet aussi une élévation de la teneur en martensite et de la dureté.
Dans les fontes martensitiques au nickel - chrome, la teneur en silicium désirée est généralement comprise entre 0,4 et 0,9% [1].
Les fontes à fortes teneurs en silicium (14-17%) sont difficiles à couler et à usiner, comme elles sont caractérisées par une faible résistance aux chocs mécaniques et thermiques aux températures ambiante et élevée [1].

II.4.5. Cobalt

Le cobalt est un élément graphitisant et de point de fusion égal à 1492°C. Il ne forme pas de carbure. Sa présence dans les alliages ferreux freine la croissance des grains à température élevées et améliore fortement la résistance au revenu et la ténacité à chaud. Il est souvent utilisé comme élément d'alliage dans les aciers rapides, les aciers travaillant à chaud, les matériaux résistant aux températures élevées. Le cobalt augmente la température de transformation martensitique Ms et diminue le taux d'austénite résiduelle.

II.4.6. Chrome

Le chrome a trois fonctions majeures dans les fontes :

- Favorise la formation des carbures;
- Assure une résistance à la corrosion et à l'impact;
- Stabilise la structure pour les applications à hautes températures.

De faibles quantités de chrome sont ajoutées dans les fontes grises pour stabiliser la perlite. Le chrome est aussi ajouté pour assurer une structure sans graphite et permet un contrôle de la profondeur de trempe dans les fontes. Cependant, il influence la finesse et la dureté de la perlite et a tendance à augmenter la quantité et la dureté des carbures eutectiques. Par conséquent, le chrome est souvent ajouté aux fontes grises pour répondre aux exigences relatives à la résistance, particulièrement dans de lourdes sections. Occasionnellement, le chrome peut être ajouté aux fontes malléables pour le même but. Aussi, les pourcentages relativement bas de chrome sont utilisés pour améliorer la dureté et la résistance à l'abrasion des fontes blanches perlitique.

Le chrome en solution tend à retarder la transformation de l'austénite, ce qui produit de la trempe à l'air. Le chrome distribué dans la matrice améliore la trempabilité de la fonte en retardant les transformations de perlite et de bainite. Par conséquent, le chrome a été choisi en tant qu'un des éléments d'alliage de base des fontes blanches à plusieurs éléments. Cependant, sa teneur doit être limitée afin d'accorder la priorité à la précipitation d'autres types de carbures avec une dureté beaucoup plus élevée.

Le chrome est un élément carburigène moyen, il forme des carbures intermédiaires de type M_7C_3 et $M_{23}C_6$. Il est caractérisé par un point de fusion égale à 1920°C. En présence du carbone, le chrome permet l'augmentation de la température du liquidus. Il forme des nitrures, des carbures et des composés intermétalliques. Son affinité pour le carbone est moindre que celle du Mo, V, Ti, Nb, Ta et Zr. Le chrome abaisse la vitesse de refroidissement critique indispensable à la formation de la martensite et améliore la dureté. Le chrome est beaucoup moins efficace que le molybdène, le nickel, le manganèse, ou le cuivre dans la suppression de la transformation eutectoïde en perlite et a donc un moindre effet sur la trempabilité (fig.1.27). La cémentite alliée ne se forme que pour les faibles ratios Cr/C. Si ce ratio augmente, des carbures $(Cr, Fe)_7C_3$ et /ou $(Cr, Fe)_{23}C_6$ peuvent se former. Le chrome augmente la dureté, la résistance à la corrosion et à l'oxydation, améliore la résistance à haute température et la résistance à l'usure par abrasion.

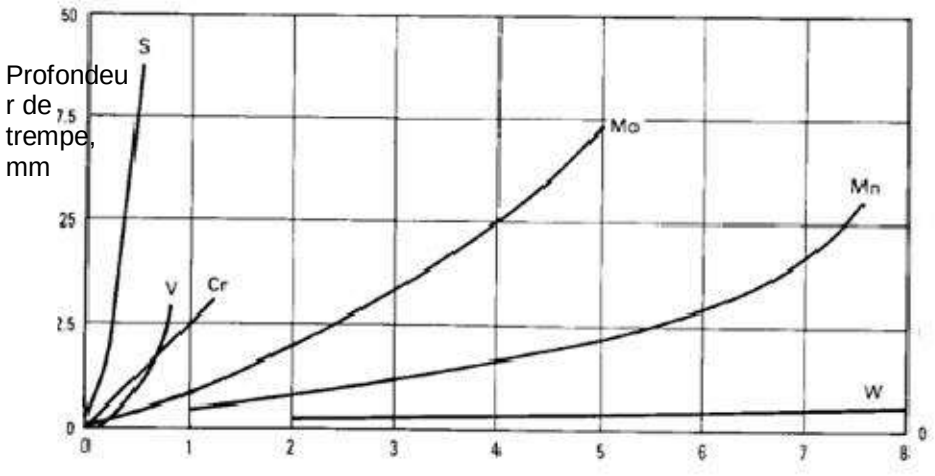


Figure 1.27. : Effet des éléments carburigène sur la profondeur de trempe [1]

Quand la teneur en chrome dans la fonte dépasse 10 %, des carbures eutectiques du type M_7C_3 sont formés, plutôt que le type M_3C qui prédomine au contenu de chrome inférieur. Plus significativement, cependant, les teneurs élevées en chrome permettent la formation d'une structure dans laquelle les carbures M_7C_3 sont entourés par une matrice austénitique ou un de ses produits de transformation. Les fontes hypoeutectiques contenant des carbures M_7C_3 sont normalement plus dures et tenaces que celles contenant des carbures du type M_3C. Les résistances à l'abrasion, la ténacité et la résistance à la corrosion, relativement bonnes, rencontrées dans les fontes blanches à haute teneur en chrome ont permis le développement d'une série de fontes blanches martensitiques ou austénitiques commerciales contenant 12 à 28% de chrome. Dans ces fontes, la plupart du chrome se trouve sous forme de carbure.

II.4.7. Cuivre

Le cuivre n'est allié qu'à peu de nuances. Il ségrége dans les joints de grains et provoque une grande sensibilité en surface lors des processus de transformation à chaud. Des teneurs en cuivre supérieures à 0,30% peuvent entraîner des durcissements structuraux et la trempabilité est ainsi améliorée. Le cuivre n'a aucune incidence sur la soudabilité et il est soluble dans le fer à 1,5%. C'est un élément graphitisant ; 1% de cuivre équivaut à 0,3% de silicium. Il stabilise le graphite et affine la perlite.

II.4.8. Molybdène et tungstène

Le molybdène et le tungstène sont de forts éléments carburigènes et agissent identiquement. Au cas où ces deux éléments (Mo et W) seraient ajoutés au ferroalliage contenant du carbone, les carbures complexes du type $(Mo, W, Fe)_2C$ ou le M_2C, $(Mo, W, Fe)_6C$ ou M_6C peuvent se former [51]. Ces carbures ont une dureté plus élevée que celle du carbure de chrome du type M_7C_3. Même en faible proportion, le molybdène et le tungstène se dissolvent dans la matrice et améliorent la trempabilité du fer [35]. Une valeur de tungstène équivalent (Weq) est présentée pour établir la teneur de ces deux éléments et elle est exprimée par l'équation suivante :

$$Weq = \%W + 2\%Mo$$

Le molybdène est caractérisé par un point de fusion égale à 2622°C. Il est le plus souvent allié avec d'autres éléments. Sa présence dans les alliages ferreux favorise la formation des composés intermétalliques, améliorant ainsi la dureté même pour les faibles teneurs. Il génère un durcissement secondaire suite à la précipitation de carbures lors de la trempe. Le molybdène réduit, dans de larges proportions, la fragilité au revenu, par exemple dans le cas des aciers Cr-Ni et Mn. Il favorise la formation de grains fins et son effet se répercute en outre favorablement sur la soudabilité. Il accroît la limite d'élasticité et la résistance. L'aptitude au forgeage est moins bonne avec une forte teneur en molybdène.

En présence du chrome ainsi que d'autres éléments carburigène, le molybdène prédispose les fontes spéciales pour un meilleur comportement à l'usure. Il appartient à cette catégorie d'éléments accroissant la résistance à la corrosion et il est donc fréquemment mis en œuvre dans les aciers au chrome hautement alliés et les aciers Cr-Ni austénitiques.

Le molybdène dans les fontes blanches trempées se trouve réparti entre les carbures eutectiques et la matrice. Dans les fontes grises, sa fonction principale est de promouvoir la profondeur de trempe et aussi d'améliorer les résistances à haute température et à la corrosion. Le premier but de l'addition de faibles teneurs en molybdène (0,25-0,75%) aux fontes trempées consiste à améliorer la résistance de la surface trempée. Le molybdène contribue aussi à durcir et à rendre tenace les matrices perlitiques.

Dans le cas où des fontes martensitiques sont destinées pour des conditions d'abrasion plus sévères, des additions en molybdène situées dans le domaine 0,5-3% sont nécessaires pour empêcher la formation de la perlite. Le molybdène est beaucoup plus efficace lorsqu'il est utilisé en combinaison avec le cuivre, le chrome et le nickel (fig.1.28). La faculté du

molybdène d'empêcher la formation de la perlite est beaucoup plus utilisée dans les fontes à haute teneur en chrome, où des additions de l'ordre de 1 à 4% de molybdène sont efficaces pour empêcher la formation de la perlite surtout lorsque les moulages sont refroidis lentement au niveau des sections les épaisses. Le molybdène peut aussi remplacer une partie du nickel dans les fontes blanches martensitiques au nickel chrome. Dans les fortes sections où 4,5% de nickel doivent être utilisées, une addition de 1% de molybdène permet une réduction du nickel à 3%. Dans les moulages à faibles épaisseurs, lorsque 3% de nickel doivent être utilisés, l'addition de 1% de molybdène permet une réduction du nickel à 1,5%.
Le molybdène, à des teneurs variant entre 1 à 4%, est efficace pour améliorer la résistance à la corrosion surtout en présence de chlorures.

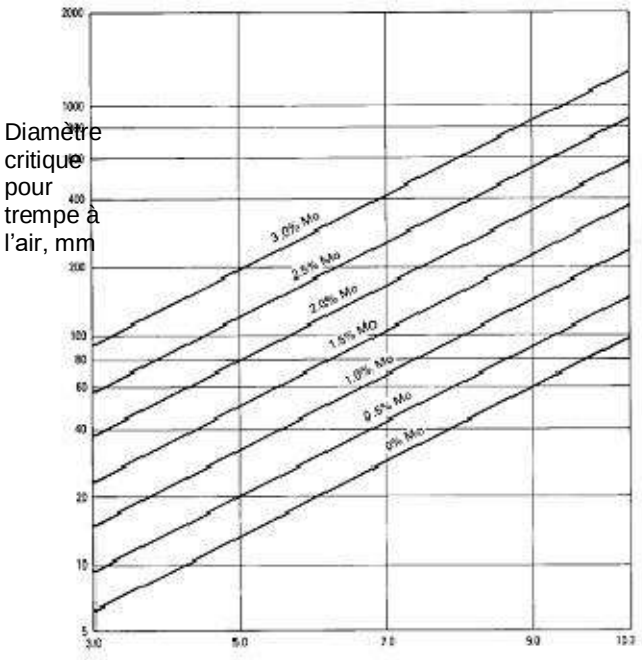


Figure 1.28. : Influence du molybdène sur la trempabilité des fontes à forte teneur en chrome et à différents ratios Cr/C [1]

II.4.9. Azote

Caractérisé par un faible point de fusion égale à 210°C, l'azote peut se manifester aussi bien sous forme de parasite que d'élément d'alliage. Nocif, car réduisant la ténacité par l'intermédiaire du processus de trempe par précipitation, l'azote provoque une sensibilité au vieillissement et à la fragilité au bleu (déformation dans les zones de la chaleur bleue de 300-350 °C). En tant qu'élément d'alliage, l'azote stabilise la structure austénitique et se lie partiellement au nickel dans le fer gamma. En présence du vanadium, niobium et du titane, il

forme des nitrures et des carbonitrures caractérisés par de hauts points de fusion [28]. Dans les aciers austénitiques, l'azote accroît la résistance et, en premier lieu, la limite d'élasticité ainsi que les propriétés mécaniques à chaud. L'azote est bien connu pour ses propriétés durcissantes superficielles lors des traitements de nitruration.

II.4.10. Niobium, Columbium et Tantale

Ce sont de puissants générateurs de carbures et de nitrures. De faibles teneures en niobium peuvent former de fins carbures et nitrures ou carbonitrures qui affinent les grains. Le niobium, le columbium et le tantale sont respectivement caractérisés par de hauts points de fusions. On rencontre ces éléments presque toujours ensemble et sont très difficiles à séparer; d'où généralement une utilisation parallèle.

Ces éléments servent essentiellement comme stabilisateurs pour les aciers résistant aux substances chimiques. Dans les fontes spéciales, le niobium est utilisé pour affiner les grains de la matrice pour les compositions hypoeutectiques et pour affiner les carbures primaires dans les compositions hypereutectiques. Le niobium et le colombium sont des générateurs de ferrite. Ils réduisent donc la zone gamma.

II.4.11. Nickel

Soluble dans le fer, le nickel est un élément graphitisant, trois fois moins énergétique que le silicium. Plus la teneur en nickel augmente dans l'alliage ferreux plus il a tendance à affiner la structure. Il se trouve dissout dans l'austénite ou dans ses produits de transformation. Dans les fontes blanches trempées, l'effet du nickel est assuré par un rapport de 1/3 du Cr/Ni. Dans les fontes à forte teneur en chrome, la teneur en nickel peut être aussi élevée que 15% pour assurer une stabilisation de l'austénite.

Dans les fontes blanches à faibles teneurs en chrome, le nickel à une teneur supérieure à 2,5% provoque la formation d'une perlite plus dure et plus fine. Il est souhaité à des teneurs supérieures à 4,5% pour éviter la formation de la perlite et permettre la formation de la martensite lorsque les moulages sont refroidis dans le moule. Cette dernière pratique est utilisée dans la fabrication des fontes Ni-Hard.

Le nickel et le manganèse, combinés à fortes teneurs, éliminent complètement la phase fer alpha et favorisent la formation de l'austénite qui demeure stable à la température ambiante [49]. Dans ce cas, le nickel et le manganèse poussent le domaine de transformation du fer gamma en fer alpha vers les basses températures.

II.4.12. Titane

Le titane est un puissant élément carburigène comme il permet la formation de nitrure. Son effet est similaire à ceux du niobium et du vanadium. Les carbures et nitrures de titane sont plus stables que ceux de niobium et vanadium [28]. Il est caractérisé par un effet désoxydant et dénitrurant puissant en raison de sa forte affinité pour l'oxygène et l'azote et possède en outre des propriétés affinant le grain. Ajouté à des teneurs élevées, il se traduit par des phénomènes de précipitation. Engendrant des nitrures particuliers, le titane accroît la résistance au fluage. Le titane possède toutefois une forte tendance à la ségrégation.

II.4.13. Vanadium

Le vanadium forme des carbures du type (V, Fe)C (simplifié comme MC) ou du type $(V, Fe)_4C_3$ avec les ferroalliages contenant du carbone [52].

Le vanadium est un élément fortement carburigène caractérisé par un haut point de fusion égal à 1726° C. Il forme des carbures et des carbonitrures du type MX (X= C, N) et aussi des composés intermétalliques. Le vanadium permet un affinement des grains primaires de la structure de coulée. C'est un puissant générateur de carbures. Il permet un accroissement de la résistance à l'usure, de la tenue en coupe et à la chaleur. Le vanadium affine le grain et inhibe la trempe à l'air suite à la formation de carbures. Il favorise l'aptitude au soudage des aciers destinés au traitement.

L'effet efficace du vanadium sur le processus de trempe, dans les sections épaisses, peut être équilibré par l'addition du nickel ou du cuivre moyennant une large augmentation du carbone ou du silicium (ou bien des deux à la fois).

II.4.14. Terres rares

Les terres rares tel que le scandium, yttrium, lanthanium, cérium,…etc. ont des propriétés physiques similaires. Ils sont de puissants désoxydants et désulfurants, comme ils réagissent avec les éléments à faibles points de fusion tel que l'antimoine, l'étain et le phosphore et forment des composés à hauts point de fusion.

Les terres rares sont caractérisées par une faible solubilité dans le fer liquide et ségrégent dans les régions eutectiques durant la solidification. On les rencontre dans les interfaces carbure matrice et limitent ainsi la croissance du carbure à partir du liquide entourant la cellule eutectique. Ceci permet l'obtention d'une fonte blanche dont la structure est composée de plus petits carbures isolés [110]. Les recherches [81,111 et 112] ont montré que le réseau de carbure eutectique peut changer en une structure isolée de carbure moyennant l'utilisation des

terres rares. Elles ont expliqué que les terres rares ségrégent sur la frontière des cristaux d'austénite pendant la solidification et créent un refroidissement local qui favorise la formation de polycristal à la place d'un monocristal. Sous ces conditions, plusieurs dendrites d'austénites se connectent avec d'autres empêchant ainsi les carbures eutectiques du type M_3C de s'accroître principalement dans les directions <010>. Ainsi, les terres rares empêchent la croissance des carbures dans certaines directions cristallographiques ce qui se traduit par une ségrégation.

II.5. Solidification des fontes au chrome

Les fontes au chrome se solidifient selon le diagramme Fe-C-Cr (fig.1.29). La connaissance des différentes phases microstructurales qui se forment lors de la solidification ainsi que le processus qui a abouti à leur formation a été étudié par plusieurs chercheurs. Certains ont eu recours à la simulation [53] et d'autres ont entrepris des analyses thermiques sur divers échantillons de fontes [11]. Le diagramme ternaire Fe-C-Cr permet d'établir des procédures de sélection des fontes en fonction de leur destination, en tenant compte de la composition qui satisfait le plus les industriels [54].

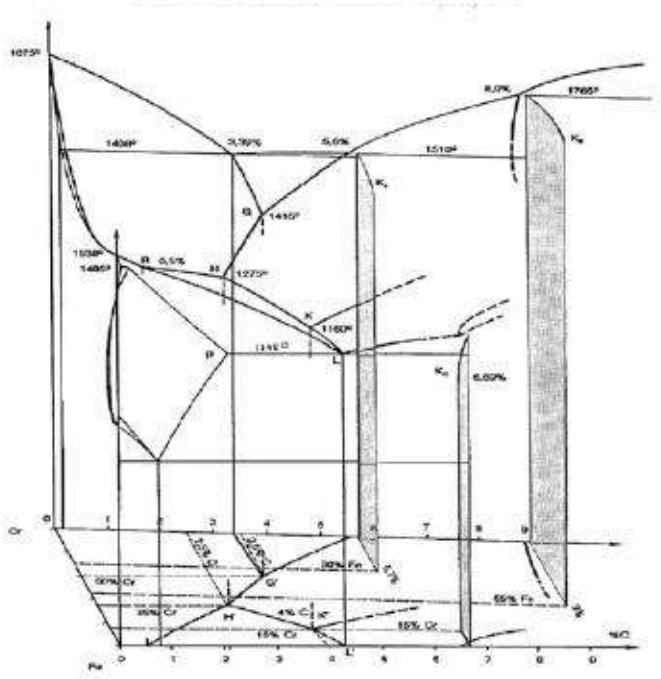


Figure 1.29. : Diagramme de phase Fe-C-Cr [53]

Conformément au diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-C [55], la solidification des fontes à haute teneur en chrome de composition hypoeutectique débute par la formation de dendrites

d'austénite primaire. La proportion d'austénite primaire évolue en fonction de la diminution de la température. Pendant ce temps, la teneur en carbone contenue dans le liquide approche graduellement la compostions eutectique. A l'eutectique, le liquide restant subit la transformation suivante : L γ + M_7C_3. L'augmentation de la teneur en chrome permet une accroissement de la température de transformation eutectique, d'où une diminution de la teneur en carbone eutectique et aussi de l'aire de la boucle gamma. La variation de la teneur en carbone sur les températures de transformations de phase des fontes à haute teneur en chrome montre que :

- Les températures de transformation eutectiques, de liquidus et du solidus diminuent avec l'augmentation de la teneur en carbone. Ceci est du au fait que la teneur en carbone dissout dans l'austénite augmente ce qui réduit sa stabilité.
- La tendance à la transformation eutectoïde augmente et chaque température de transformation de phase est réduite.

La microstructure à l'état brut de coulée est dans ce cas constituée d'un réseau de carbure eutectique contenu dans une matrice austénitique (fig.1.30). Les carbures eutectiques M_7C_3 sont d'une morphologie en rosette, ceci est du au rapprochement de la cinétique de nucléation de l'austénite eutectique et celle du carbure eutectique. Cette morphologie a été expliquée par la formation du cristal de carbure, en premier lieu, autour duquel se forme rapidement un cristal d'austénite empêchant son développement selon une croissance latérale. Après traitement thermique, la matrice se transforme en martensite avec la formation de carbures secondaires. Les carbures eutectiques restent stables et ne subissent aucune transformation. Les fontes au chrome de composition eutectique sont constituées d'austénite eutectique et de carbures eutectiques du type M_7C_3.

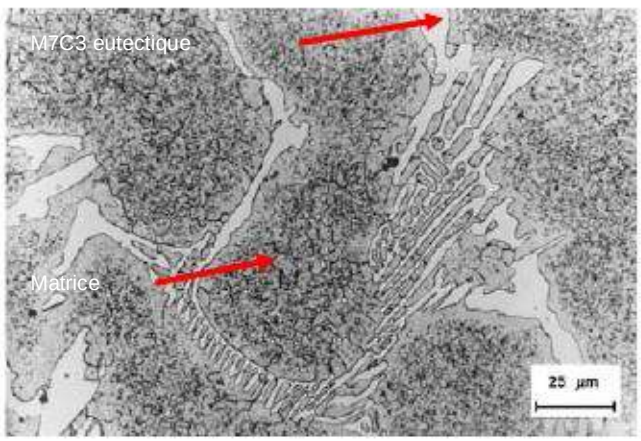


Figure 1.30. : Microstructure d'une fonte au chrome de composition hypoeutectique [54]

Les fontes hypereutectiques débutent leur solidification par la formation de cristaux de carbures primaires qui se développent sous forme de longues aiguilles qui seront par la suite contenues dans l'agrégat eutectique [54].

II.5.1. Solidification des fontes contenant plusieurs éléments d'alliages

Pendant la solidification, le carbone contenu dans la fonte est épuisé en premier lieu en se combinant avec les éléments carburigènes, le carbone restant se dissout dans le fer. Dans les fontes blanches à plusieurs éléments d'alliage et contenant plusieurs éléments carburigènes, on s'attend à ce que plusieurs types de carbures précipitent [55, 56]. Un terme appelé le carbone à l'équilibre (C_{bal}), qui est défini par l'équation ci- après, est utilisé pour exprimer le comportement du carbone dissout dans la matrice de fer,

$$C_{bal} = \% \text{ de } C - C_{stoich}$$

Où,

- % de C : teneur en carbone contenu dans le fer de la fonte
- C_{stoich} : quantité stœchiométrique de carbone, c.-à-d., le contenu de carbone qui se combine d'une manière égale avec tous éléments carburigènes dans la fonte.

Dans la fonte blanche à plusieurs éléments, C_{stoich} peut être exprimé par l'équation suivante :

$$C_{stoich} = 0.060\ \%\ Cr + 0.063\ \%\ M_O + 0.033\ \%\ W + 0.235\ \%\ V$$

Ici, le carbone est censé exister sous les formes de $Cr_{23}C_6$, Fe_4W_2C (W_2C) ou Fe_4Mo_2C (Mo_2C), et VC, respectivement. Cependant, si la quantité suffisante du carbure du type Cr_7C_3 se forme dans l'eutectique, l'équation devrait être modifiée comme suit :

$$C_{stoich} = 0.099\ \%Cr + 0.063\ \%\ M_O + 0.033\ \%\ W + 0.235\ \%\ V$$

A la dernière étape du traitement thermique, C_{bal} est un facteur très important pour la transformation de la matrice dans la fonte. Une valeur de C_{bal} positive veut dire que du carbone supplémentaire va rester dans la matrice de la fonte en état d'équilibre, et une valeur négative signifie que le carbone manque dans la matrice.

II.6. Etat de l'art

Ce chapitre est consacré aux différentes études entreprises sur les fontes spéciales. Les travaux récents relatifs aux fontes blanches à haute teneur en chrome ont révélé les principaux axes sur lesquels ont été basées les recherches. A première vue, les travaux se sont scindés en trois axes, à savoir : le processus de solidification, le comportement en cours de service et la simulation des processus de solidification et d'usure. L'aspect solidification a suscité l'intérêt des chercheurs en vue de connaître le chemin de solidification de certaines nuances de fontes alliées surtout qu'il permet la connaissance du processus ainsi que sa maîtrise afin de pouvoir élaborer des nuances nouvelles. L'effet des éléments d'alliages sur la microstructure, le comportement des fontes alliées en cours de service ainsi que certaines transformations en cours de solidification constituent aussi un aspect peu suffisamment investigué par les chercheurs. La simulation a en parallèle apporté plusieurs éclaircissements pour certain phénomène tel que la précipitation des carbures suite aux traitements thermiques.

Y. Matsubara et all, dans une étude combinant la solidification des fontes à forte proportion en éléments carburigènes (20%) aux propriétés d'usure par abrasion [11], ont entrepris des essais sur trois types de fontes de compositions hypoeutectique et hypereutectique auxquelles ont été ajoutés du chrome, du molybdène, du vanadium et du tungstène :

- Alliage 1 : Fe - 3%C - 10%Cr - 5%Mo - 5%W ;
- Alliage 2 : Fe - 3.5%C - 10%V - 5%Mo - 5%W ;
- Alliage 3: Fe - 3.5%C - 17%Cr - 3%V.

Le processus de solidification a été suivi par analyse thermique et interrompu à des séquences bien définies. La structure des trois alliages étudiés a été figée par trempe à l'eau à partir de différentes températures puis traitée.

Les figures 1.31 et 1.32 illustrent la méthodologie suivie ainsi que les différentes structures obtenues.

Les structures de solidification obtenues pour ces types de fontes étudiées sont les suivantes :

- Austénite primaire + eutectique (austénite + carbure eutectique M_7C_3) pour l'alliage 1.
- Carbure MC proeutectique + austénite + eutectique I (austénite + carbure MC) + eutectique II (austénite + carbure M_2C) pour l'alliage 2.
- Carbures proeutectiques M_7C_3 + eutectique (austénite + M_7C_3) pour l'alliage 3.

Les essais d'usures par abrasion, entrepris sur ces fontes à l'état brut de coulée, ont donné une faible perte de poids pour la fonte ne contenant pas de chrome. Ce résultat est justifié par la

présence dans la microstructure de carbures proeutectiques du type MC, des carbures eutectiques de types M_2C et MC dans une matrice perlitique.

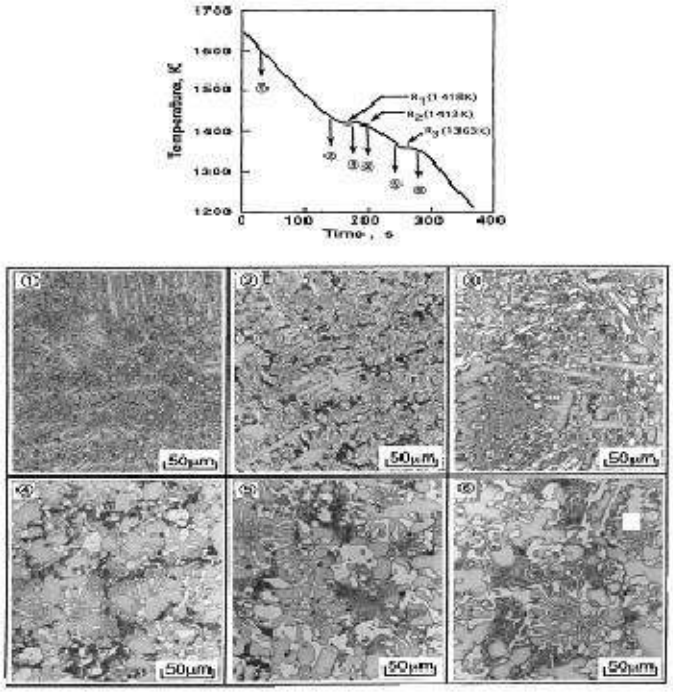


Figure 1.31. : Courbe d'analyse thermique (haut) et microstructures (bas) trempées pendant la solidification de l'alliage n°1 [11]

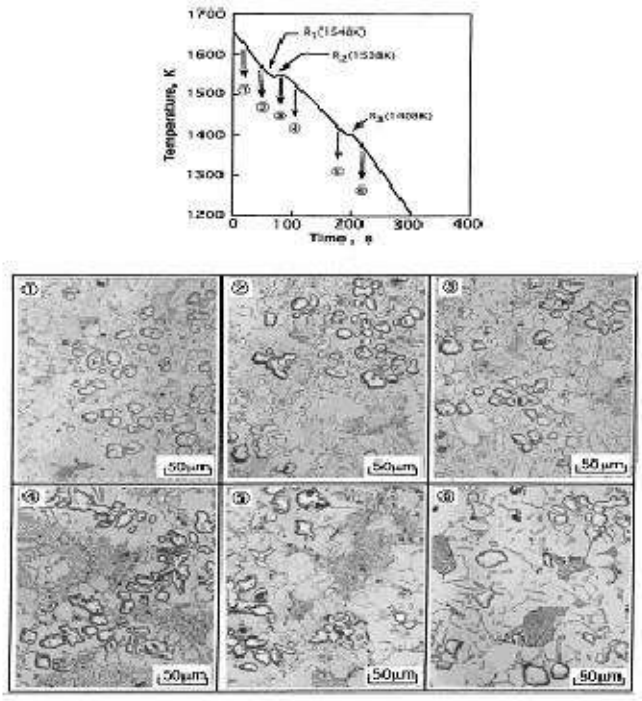


Figure 1.32. : Courbe d'analyse thermique (haut) et microstructures (bas) trempées pendant la solidification de l'alliage n° 2 [11]

La fonte titrant 17% de chrome a au contraire manifesté une perte de poids par abrasion plus élevée. Les chercheurs [11] ont attribué la faible perte de poids par abrasion de l'échantillon

sans chrome à la dominance de carbure MC dans la structure de cette fonte. Ce carbure est connu pour sa forte dureté par rapport aux autres types de carbures. La présence de carbure M_2C, carbure classé après le carbure MC du point de vue dureté, avec un taux considérable en tungstène en est une deuxième cause de faible perte de poids de cette fonte après usure par abrasion [28]. Ces carbures se trouvent dans la matrice et lui confèrent des propriétés élevées issues de leurs fortes duretés même si la matrice est perlitique.

Il est bien connu que les fontes à forte teneur en chrome sont très sollicitées pour les applications nécessitant une meilleure résistance à l'usure [57, 58, 59]. Ces matériaux allient de bonnes propriétés de moulage et de résistance à l'usure. Cette combinaison de propriétés est le résultat de la microstructure de solidification qui consiste en des dendrites d'austénite ainsi qu'une fraction volumique d'eutectique composé d'un réseau de carbures M_7C_3 interpénétrés dans la matrice austénitique [60]. Cette austénite, peut être partiellement ou totalement retenue métastable à température ambiante suite à la présence des éléments d'alliage, qui constituent la conséquence d'une faible cinétique de précipitation des carbures secondaires. C'est dans ce sens que les pièces moulées subissent un traitement thermique en vue de déstabiliser l'austénite. Ce traitement consiste en une précipitation de carbures secondaires à température constante suivie d'un revenu [61]. La précipitation de perlite, des carbures sphéroïdaux ainsi que de ferrite doit être évitée durant le traitement thermique afin d'atteindre une résistance à l'abrasion maximale. La précipitation de cémentite ou de graphite, doit aussi être évitée pendant la solidification car ils induisent une chute de la résistance à l'abrasion des pièces moulées [62].

La compréhension du processus de solidification est une tâche essentielle lorsqu'on projette d'introduire un nouveau produit dans le marché. Les fontes à haute teneur en chrome contiennent plusieurs éléments d'alliages tels que le carbone, le molybdène, le chrome, le silicium et le manganèse ainsi que d'autres éléments se trouvant involontairement comme impuretés lors du processus de fusion des matières premières. La maîtrise ainsi que la compréhension de formation des microstructures de solidification consistent en fait en une lourde tache. Les premiers travaux étaient basés sur l'analyse du système binaire Fe-C stable et métastable, sur le système Fe-Cr-C ainsi que sur le système quaternaire Fe-Cr-Mo-C [10,63]. Les développements récents des bases de données thermodynamiques, ont pu permettre le calcul des propriétés d'équilibre des systèmes à plusieurs éléments. La solidification a pu être déduite en permettant une comparaison directe entre les résultats expérimentaux et calculés [54].

Des calculs thermodynamiques de solidification, dans le système Fe-Si-Cr-C, moyennant l'approche CALPHAD [57] ont été utilisés pour l'interprétation de la microstructure de solidification des fontes à haute teneur en chrome, contenant de forte teneur en silicium. De ce fait, plusieurs alliages à différentes teneurs en chrome et en silicium ont été étudiés. Pour la réalisation de cette étude, les alliages ont été coulés dans des moules instrumentés pour une analyse thermique conventionnelle. Par la suite, le chemin de solidification a été modélisé par le module thermocalc suite auquel la température et le caractère des transformations observées ont été déterminés. Les résultats obtenus ont montré qu'il existe une bonne correspondance entre les microstructures trouvées et celles prédites.

Dans une recherche basée sur l'identification des phases d'une fonte à 26.6% de chrome à l'état brut de coulée, les techniques de diffraction des rayons X ainsi que la microscopie électronique (MEB) ont été utilisées [64]. Les fontes à haute teneur en chrome sont basées sur le diagramme ternaire Fe-Cr-C [65, 66]. La microstructure d'une fonte contenant 26.6% de chrome est constituée, à l'état brut de coulée, de carbures durs du type $(Fe, Cr)_{23}C_6$ soutenus par une matrice austénitique (fig.1.33 a). Le fait que la matrice soit complètement austénitique dépend de l'homogénéité et de la vitesse de refroidissement. Cette étude a montré, que lors de la formation des carbures, un appauvrissement localisé en carbone a lieu dans les frontières carbures - matrice (fig.1.33 b).

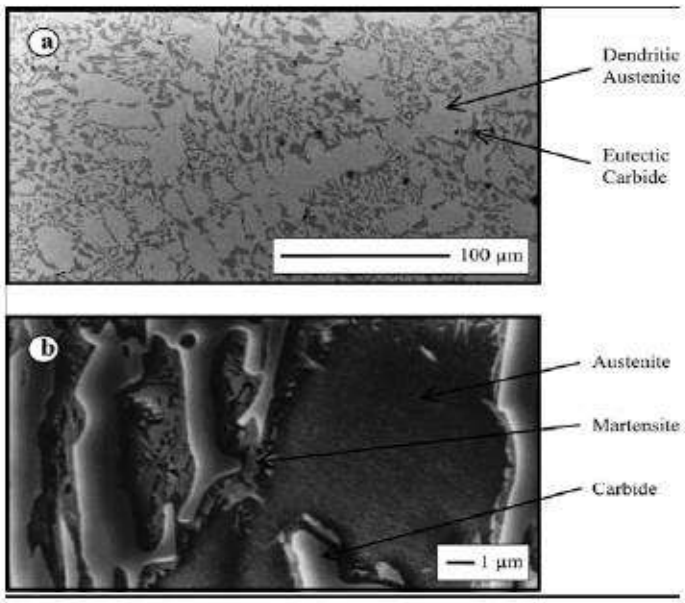


Figure 1.33. : a : micrographie MEB montrant une structure dendritique brut de coulée d'une fonte blanche ; b : micrographie MEB à fort grossissement montrant la martensite entourant le carbure eutectique [64]

La présence de l'austénite primaire, austénite eutectique et carbures eutectiques a été confirmée par la diffraction des Rayons X et la microscopie MEB dans cette fonte. De plus, la microscopie MEB a montré la présence de zones appauvries en carbone et en chrome induisant une transformation de l'austénite en martensite (figure 1.33 b et 1.34). Cette étude a même montré qu'il existe une certaine corrélation entre la dimension des carbures et leur analyse chimique : à des carbures larges correspond une teneur en chrome élevée au niveau de leurs centres avec une certaine dispersion au niveau des résultats. Cette dispersion est due au fait que les phases prises en considération pour caractérisation n'ont pas été choisies selon une section bien définie mais au hasard. Il a été aussi déduit que la germination et la croissance des carbures eutectiques, qui se forment, consomment une quantité de carbone et de chrome contenus dans le liquide restant. Les carbures, qui précipitent par la suite, ont une teneur en chrome et des dimensions inférieures.

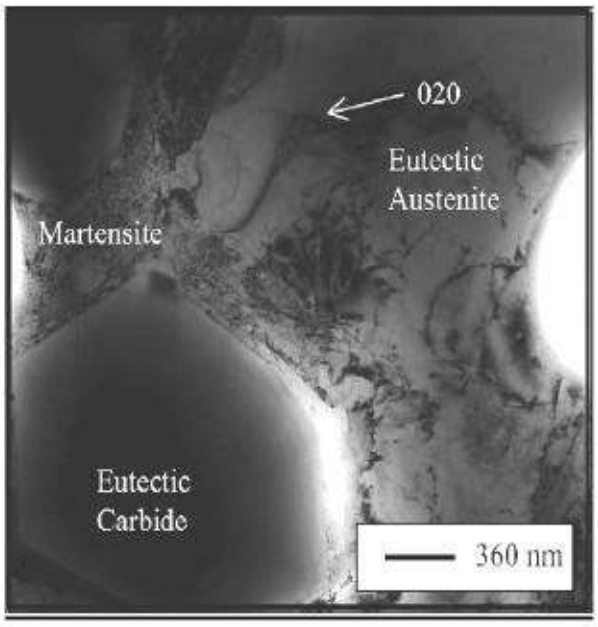


Figure 1.34. : Plage d'austénite eutectique avoisinant un carbure eutectique dans un échantillon brut de coulée [64]

Les données cristallographiques obtenues à partir des résultats de la DRX ont montré que l'austénite primaire a un paramètre de maille égale 'a' = 0.361 nm et supérieur à celui de l'austénite eutectique (0.359 nm). Ceci est du au fait que l'austénite primaire contient plus de chrome. Le paramètre de maille a donc tendance à changer en fonction de la teneur en chrome

surtout que ce dernier a un rayon atomique (0.125 nm) légèrement supérieure à celui du fer (0.124 nm).

H. Kasama et al. [67] ont comparé le comportement à l'usure ainsi que la microstructure d'une fonte obtenue par une technique appelée « spray forming » à celui d'une fonte blanche conventionnelle coulée dans du sable. La bibliographie a rapporté que ce type de procédé permet l'obtention de structure à grains fins equiaxes, une faible ségrégation et une faible dispersion de carbures secondaire [68-70]. Ces fontes sont obtenues par projection sous pression à une distance de 325 mm selon deux rapports gaz/ flux de métal égal à 0.12 et 0.23 respectivement. Les deux matériaux ont la même composition chimique (2.9% C et 22% Cr). La différence se situe uniquement dans le mode de refroidissement. Les chercheurs ont entrepris un traitement thermique selon les séquences de maintiens spécifiques suivants pour les deux types de matériaux afin d'éviter la présence de martensite dans la structure:

- Maintient à 950°C pendant 2h + refroidissement au four jusqu'à 400°C + maintient pendant 24h + refroidissement au four jusqu'à 150°C + chauffage jusqu'à 650°C + maintient pendant 4h + refroidissement à l'air.

La diffraction des rayons X utilisée pour les deux types de fonte a montré la présence de carbures M_7C_3, de l'austénite et de la martensite dans la microstructure. Seulement pour le cas de la fonte conventionnelle, la microstructure se présente sous forme de carbures eutectiques M_7C_3 interconnectés dans une matrice dendritique constituée de martensite et d'austénite résiduelle (fig.1.35.a). La littérature [61] reporte que la structure des fontes dont la teneur en chrome varie entre 10 et 30% et la teneur en carbone entre 2 et 3,3% est constituée d'austénite et d'un eutectique (austénite + M_7C_3). La microstructure de la fonte pulvérisée, est par contre constituée de carbures fins aciculaires dispersés d'une manière homogène dans une matrice d'austénite et de martensite (fig.1.35.b) [67]. Dans les deux types de fontes, les carbures sont entourés de martensite. Après traitement thermique, aucun changement du point de vue fraction volumique de carbures n'a été remarqué. De plus, la diffraction X n'a révélé aucun changement du type de carbures. Cependant, un changement significatif de la matrice a lieu. La martensite a en fait disparu en la faveur de la formation de la perlite. Cette transformation est accompagnée d'une réduction de la dureté.

Comparativement à une fonte conventionnelle, les résultats de recherche ont noté une meilleure dureté expliquée par la présence de carbures fins M_7C_3 distribués d'une manière homogène dans une matrice douce composée d'austénite et de perlite. Néanmoins une

amélioration significative de la résistance à l'usure n'a pas été observée sur les fontes pulvérisées.

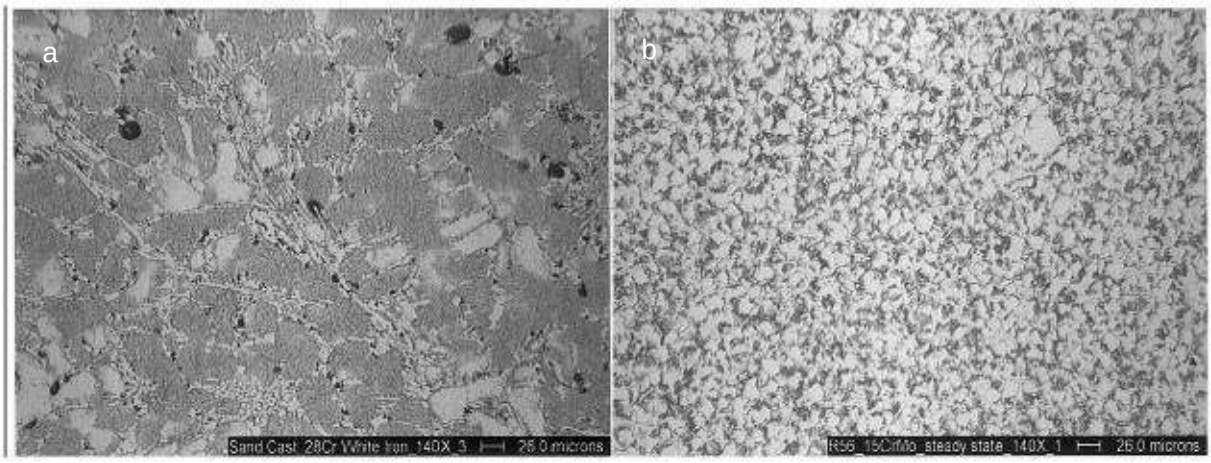


Figure 1.35.: a : microstructure du moulage en sable; b : microstructure de la fonte pulvérisée [67]

Dans le but de connaître l'effet du titane sur la morphologie des carbures primaires M_7C_3 des fontes à haute teneur en chrome hypereutectiques, une étude a été menée [33]. Les résultats visés sont la dureté et le comportement à l'usure. Sachant que ce type de fonte est principalement destiné pour les applications industrielles nécessitant une bonne résistance à l'usure par abrasion et par frottement. Les fontes, dans la plupart des cas étudiés, sont hypoeutectiques, leur teneur en chrome varie entre 10 et 30% et la teneur en carbone varie entre 2 et 3,3 % [71, 72]. Lorsque la teneur en carbone dépasse le point eutectique, on assiste à la formation de carbures primaires témoignant d'une composition hypereutectique de la fonte. Les fontes hypereutectiques sont généralement moins demandées pour ce type d'application suite à la présence de carbures primaires grossiers. Ces derniers ont une forte fraction volumique [73].

En vue de rendre possible l'utilisation de ces fontes dans le domaine industrielle, les chercheurs ont envisagé de produire une fonte hypereutectique avec des carbures primaires fins dans leurs microstructures [33]. Une approche d'affinage des carbures primaire a été entreprise avec l'addition de titane en tant que élément d'alliage. Cette étude, a rendu possible l'obtention de fonte hypereutectique avec des carbures primaires fins (fig.1.36). Durant la solidification, le titane forme son propre carbure, ce dernier joue le rôle de centre de germination des carbures primaires ce qui rend leur forme plus petite et par conséquent un comportement à l'usure meilleur.

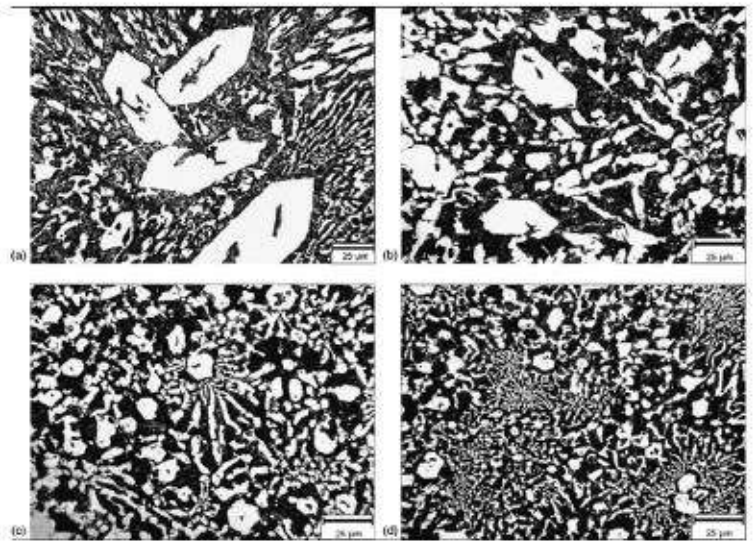


Figure 1.36. : Microstructures de fontes à hautes teneur en chrome : a : sans addition de titane, b : avec 0.5% Ti, c : avec 1.0% Ti et d : avec 1.5% Ti [15]

Des tentatives pour améliorer le comportement à l'usure des fontes à haute teneur en chrome ont orienté les chercheurs à utiliser plusieurs éléments d'alliages tels que le vanadium, le tungstène, le titane et le niobium [74-76]. L'objectif de telles additions est d'atteindre quelques modifications au niveau de la structure des carbures eutectiques plus durs. Il est bien connu que l'amélioration de la ténacité des fontes blanches alliées ainsi que leur résistance à l'usure impliquent un affinement de la structure des carbures eutectiques en produisant des carbures plus fins et globulaires [77-78]. Des techniques telles que le refroidissement rapide ou bien une faible surchauffe ont été utilisées pour empêcher la croissance des carbures permettant la formation de carbures plus fins. Réciproquement, le refroidissement lent des moulages favorise la formation de dendrites avec des branches plus espacées; ceci conduit à une réduction du nombre de sites de nucléation d'eutectique et par conséquent permet le développement de carbures eutectiques plus large et plus grossier [79-80]. D'autres recherches, visant la modification de la structure des carbures eutectiques, ont été entreprises moyennant l'utilisation des éléments d'alliages tels que les terre rares, la silice et le bore ségréguant dans les interfaces matrices carbures [81-82]. Ces travaux ont eu des résultats limités. Les caractéristiques des carbures sur lesquels était basé ce travail pour améliorer la ténacité sont la fraction volumique, la dimension des carbures et les espaces inter carbures. A différents niveaux de résultats, ces recherches ont montré que la ténacité des fontes à haute teneur en chrome peut être améliorée en diminuant la proportion des carbures dans la microstructure, leurs dimensions, aussi en augmentant l'espace inter carbures et mener

finalement à une globulisation de leur morphologie. Les chercheurs par le biais de cette étude visent l'amélioration de la résistance à l'usure d'une fonte à 16% de chrome moyennant l'addition du titane comme élément d'alliage [13]. Plusieurs éléments d'alliage ont été essayés dans cette optique mais l'utilisation du titane a été limitée suite aux inconvénients ou difficultés rencontrées lors de la fusion et la coulée de l'alliage. Le titane est un élément qui s'oxyde très rapidement d'où des précautions spéciales doivent être prises surtout lors de l'utilisation d'un four de fusion à atmosphère non contrôlée.

Le titane est un élément fortement carburigène et forme un carbure à haute température. C'est la première phase qui se forme durant la solidification de l'alliage. Ceci veut dire, pour le cas des fontes hypoeutectiques, qu'une matrice proeutectique de bonnes performances d'usure renforcée par de petites particules de TiC (fig.1.37) pourrait se former à la fin du processus de solidification [13]. La présence de ces particules de TiC contribue donc à l'affinement de la structure surtout qu'elles jouent le rôle de centre de germination de la phase austénite. Vu la solubilité limitée du titane dans l'austénite, une couche riche en titane a tendance à se former au niveau de la périphérie des branches de dendrites de l'austénite. Cette augmentation de soluté provoque un refroidissement local qui favorise la croissance des particules. Le carbone nécessaire pour la formation de carbure provient facilement du métal liquide surtout que dans ces conditions sa diffusion est élevée.

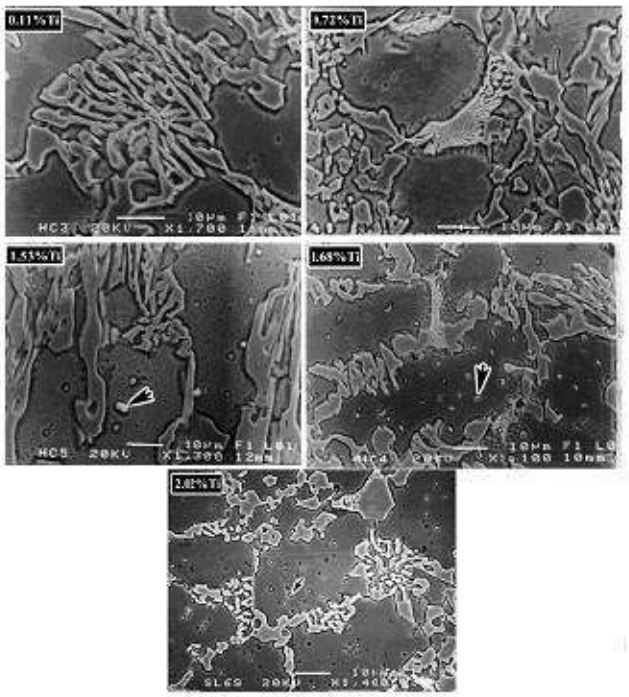


Figure 1.37. : Micrographie SEM montrant l'augmentation du taux de TiC en fonction de la teneur en titane (montré par des flèches) à l'intérieure de la matrice austénitique [13]

L'augmentation de la teneur en titane dans les fontes à haute teneur en chrome, provoque une variation du volume du carbure eutectique. Les chercheurs ont expliqué ceci par le fait que la formation précoce de carbure de titane, avant la formation de l'austénite primaire, consomme une partie du carbone contenu dans l'alliage, d'où, lors de la transformation eutectique la teneur en carbone serait moindre et le volume de carbures M_7C_3 attendu le sera aussi. Tous les éléments carburigènes à haut point de fusion se comportent de la même manière que le titane, nous citons le niobium, le vanadium, le tungstène,...etc. [83]. Les caractérisations effectuées sur les propriétés mécaniques de ces alliages ont montré que la dureté de la matrice augmente avec l'augmentation du titane dans l'alliage. Le titane peut aussi, en solution solide pour les teneurs élevées, contribuer à un renforcement de la matrice.

Les chercheurs ont étudié l'effet de l'addition systématique de titane jusqu'à une teneur de 2% dans une fonte titrant 16% de chrome et 2.5% de carbone. L'étude a été effectuée sur des échantillons de laboratoire préparés à partir de matériaux de haute pureté et contenant différentes teneurs en titane.

En plus de la microstructure, l'effet du titane a aussi été étudié sur la résistance à l'abrasion des fontes au chrome (15% Cr et 3% Mo) [34]. Dans cette étude, les chercheurs ont montré que l'effet du titane est significatif à partir de 0.38% et son utilisation n'est plus efficace à partir des teneurs supérieures à 1,5% [84] et qu'une amélioration de la résistance à l'abrasion de l'ordre de 30% est atteinte sur les échantillons brut de coulée. Le recuit des échantillons trempés a conduit à une chute de la dureté et de la résistance à l'abrasion. Il a aussi été reporté par d'autres travaux [85 et 86] que la présence de carbures massifs dans la microstructure est principalement responsable de la forte résistance à l'usure pour ce type de fonte. Comme il est aussi reporté, que la présence d'éléments fortement carburigènes a une influence très significative sur le comportement à l'usure.

Une résistance à l'usure élevée et un faible coût sont deux propriétés souhaitées pour les fontes non alliées. Seulement, ces dernières ont certaines caractéristiques qui affectent leurs propriétés en cours d'exercice. Une étude microstructurale est effectuée par J. A. Pero-Sanz et al [87] sur une fonte Ni-hard. Dans cette optique et en vue d'illustrer la caractérisation morphologique des fontes Ni-Hard hypoeutectiques, plusieurs compositions sont sélectionnées avec des teneurs en chrome égales à 2, 10, 17, et 29% avec aussi un rapport Cr/C décroissant. Les échantillons sont coulés dans des moules en sable en forme cylindrique. L'étude a porté sur le suivi de la solidification de chaque alliage selon le système Fe-Cr-C. A l'issue de ce travail, les chercheurs ont soulevé le risque de justifier le comportement

mécanique de ces fontes en se basant uniquement sur la composition chimique et une caractérisation métallographique générique basée uniquement sur la nature des constituants de la matrice ou bien sur la morphologie des carbures.

Les chercheurs ont aussi montré qu'on ne peut pas ignorer d'autres facteurs déterminants tel que la température de coulée, la morphologie microstructurale des constituants : colonnaires ou equiaxes qui sont beaucoup conditionnés par la manière dont est évacuée la chaleur latente de solidification du moule. Le facteur dimension du composant microstructural a aussi été jugé important vis-à-vis de la cinétique de solidification, la ségrégation pendant la solidification et les transformations à l'état solide. Tous ces facteurs sont responsables de la matrice austénitique associée aux constituants bainitiques et perlitiques et aussi à l'austénite résiduelle.

Les carbures secondaires jouent un rôle décisif quant aux propriétés mécaniques des fontes traitées [88]. Dans le but d'élucider les transformations qui ont lieu lors du traitement thermique, des fontes à hautes teneurs en chrome, une composition titrant 16Cr-1Mo-1Cu est étudiée [89]. Les résultats issus de ce travail ont montré qu'à l'état brut de coulée, la microstructure est composée d'un réseau de carbures eutectiques du type M_7C_3 et d'une matrice austénitique. La micrographie (fig.1.38) montre que les carbures eutectiques sont entourés par une couche d'attaque sombre et épaisse. A haute résolution, dans cette plage, il s'est avéré qu'entre les carbures eutectiques et l'austénite existe une transformation à petite échelle de l'austénite en martensite suite à un appauvrissement local en chrome et en carbone. Après un traitement thermique pendant 0.5 heure et à 1000°C, l'observation micrographique a montré la présence de précipités de petites dimensions dans la matrice. Ce sont des carbures secondaires de dimension uniforme, distribués de manières homogène et localisés dans les grains d'austénite de l'échantillon de la fonte traitée (fig.1.38).

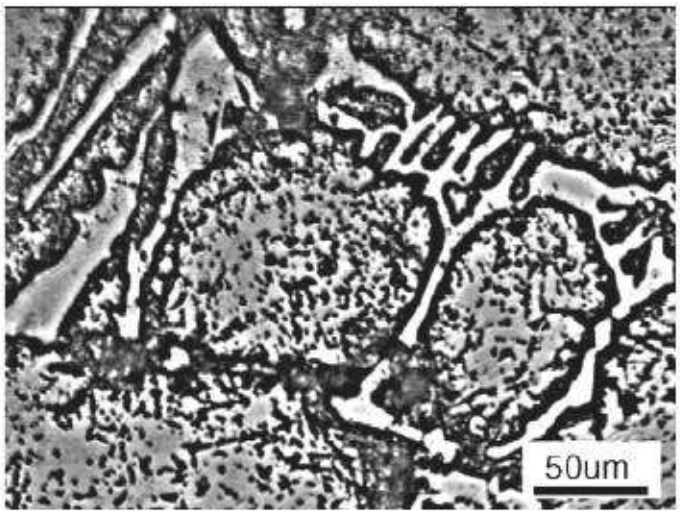


Figure 1.38. : Micrographie d'une fonte à haute teneur en chrome après traitement thermique de déstabilisation (0.5 h, 1000 °C) [90]

Moyennant les données de la diffraction X, il a été montré que comparativement aux échantillons bruts de coulée, les fontes traitées présentent un taux élevé de martensite avec une faible quantité d'austénite résiduelle. Dans les échantillons bruts de coulée, le taux de carbures secondaires se trouve à une faible concentration à un point qu'ils ne sont pas décelables par les techniques d'analyses. Ils deviennent évidents après traitement thermique, il s'agit des carbures M_7C_3 et $M_{23}C_6$. La DRX a montré que le paramètre de maille de la martensite a diminué de 0.2874 nm à 0.2869 nm, ceci est expliqué par le fait du changement de la concentration en éléments d'alliage et en carbone qui a eu lieu suite au processus de précipitation. La précipitation des carbures secondaires à partir de l'austénite résiduelle, rend celle-ci instable et provoque une augmentation de la température Ms. Ainsi pendant le refroidissement, à la température ambiante, l'austénite résiduelle se transforme en martensite. Le maintient à 1000°C pendant 0.5 heure permet une précipitation significative de carbures secondaires selon une morphologie cubique de dimension approchant environ 100 nm. La microscopie électronique à transmission a révélé que ces carbures sont du type $M_{23}C_6$ de morphologie cubique avec une relation cristallographique avec la matrice. Ceci indique clairement que ce carbure est précipité à partir de la matrice austénitique. D'autres investigations sur la même plage révèlent la présence d'autres précipités de carbures du type $M_{23}C_6$ de morphologie différente et fine. Ce dernier carbure ne présente aucune relation coplanaire avec la matrice mais une relation coplanaire avec la martensite fraîchement formée. La présence de carbures $M_{23}C_6$ de morphologie grossière n'a pas été reportée dans les fontes à haute teneur en chrome après traitement thermique. La précipitation de tels carbures

doit avoir eu lieu lors du refroidissement de 1000°C à la température ambiante. L'austénite hyper déstabilisée se transforme en martensite, d'où les carbures $M_{23}C_6$ de morphologie grossière n'ont pas une relation d'orientation avec la matrice. Cette recherche a montré qu'après une prolongation du maintient à une heure, les carbures $M_{23}C_6$ précédemment précipités paraissent se transformer en M_7C_3 et leur morphologie change aussi du cubique à une morphologie en forme de tige. Les recherches ont montré que cette transformation in situ ne progresse pas complètement. Un maintient prolongé de 4 heures à 1000°C a montré que des carbures $M_{23}C_6$ continuent à exister avec des carbures M_7C_3 de forme allongée [90-92].
Comme la fonte étudiée contient 1% de molybdène, les techniques de recherche entreprises n'ont pas révélé la présence de carbures MoC ou bien Fe_2MoC. Le molybdène doit exister uniquement en solution solide dans la matrice et n'a donc pas subit de précipitation. Il est aussi possible qu'il existe en faible teneur qu'il n'était pas possible de le déceler.
Cette même recherche a montré que lorsque la fonte étudiée a été portée à 580°C pendant 10 heures, une précipitation accrue de carbures $M_{23}C_6$ grossier a eu lieu. Cette étude a montré que l'augmentation du temps de maintient à 20 heures a permis une transformation in situ des carbures $M_{23}C_6$ en M_3C. Pendant cette transformation la matrice se transforme en perlite.
Les chercheurs, sur la base du diagramme de phase, ont expliqué que le carbure $M_{23}C_6$ est thermodynamiquement instable et que le carbure M_7C_3 est la phase stable dans les alliages avec une teneur en chrome variant entre 15 et 20%. Cependant, l'état $M_{23}C_6$ est tout simplement une phase de transition. Cette étude a reporté que lors du traitement à 1000°C le carbure $M_{23}C_6$ s'est transformé en carbure M_7C_3, par contre pour le traitement à 580°C le carbure $M_{23}C_6$ s'est transformé en M_3C. L'explication de ce résultat est attribuée à la stabilité thermodynamique relative des carbures M_7C_3 et M_3C pour les deux températures de traitement thermiques.
Dans une autre étude portant sur l'effet de la teneur en manganèse et la section des moulages sur les propriétés mécaniques des fontes contenant 17 à 19% de chrome, Kichore et al. ont reporté que les échantillons à 5% de manganèse manifestent une résistance à l'usure et une dureté meilleures que ceux titrant 10% de manganèse [92]. Les meilleures duretés et résistances à l'usure sont obtenues pour les échantillons ayant une forte fraction volumique des carbures dans la matrice. Les alliages utilisés titrent entre 5 et 10% de manganèse. Ils sont moulés dans des moules métalliques de différentes dimensions (12 mm, 24 mm et 40 mm), trempés puis revenus. L'utilisation de ce type de moule favorise la rapidité de la vitesse de refroidissement d'où des carbures primaires de type globulaire se forment à la surface en contact avec le moule. Leur présence améliore le comportement à l'usure [93]. Des essais

d'usure sont entrepris pour caractériser la résistance à l'abrasion et à l'érosion de ces fontes. Cette étude a montré que les échantillons brut de coulée de faible section, comparativement à ceux de section supérieure manifestent des carbures fins et globulaires et par conséquent une dureté et une résistance à l'usure élevées.

Aussi pour une teneur en manganèse donnée, la résistance à l'usure est moindre pour les échantillons à faibles sections (fig.1.39). Le traitement thermique a favorisé une sphéroïdisation des carbures, ce qui contribue à une élévation de la dureté et de la résistance à l'usure par rapport à l'état brut de coulée. L'addition du manganèse permet une stabilisation de l'austénite [94].

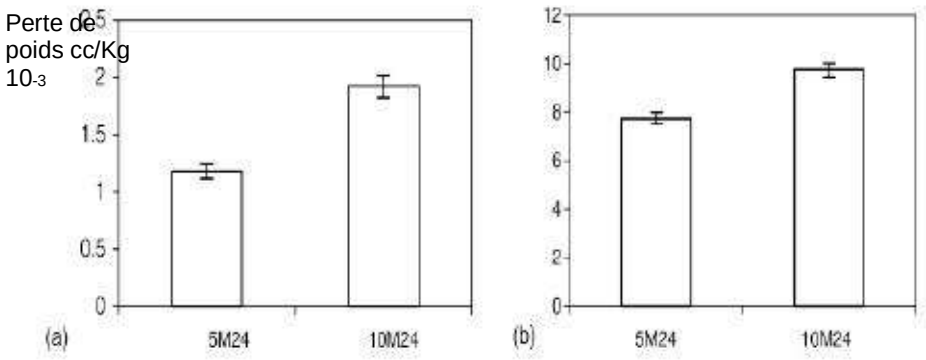


Figure 1.39. : a : Perte de poids par abrasion d'une fonte brute de coulée contenant 5% et 10% Mn ; b : Perte de poids par frottement d'une fonte brut de coulée contenant 5% et 10% Mn [92]

La recherche et le développement des fontes blanches faiblement alliées destinées à l'usure ont été assez négligée pour leurs faibles ténacité et résistance. La technique des terres rares a été introduite pour développer des nuances de fontes blanches faiblement alliées résistant à l'usure et de faible prix de revient [95-97]. Ma Qian et al. ont entrepris une étude sur le comportement à l'abrasion et à l'impact des fontes blanches faiblement alliées [98]. Les fontes étudiées présentent dans leurs microstructures des carbures eutectiques de différentes morphologies. Les résultats issus de cette recherche ont révélé que la perte de poids moyenne augmente en fonction de l'augmentation de la fraction volumique du réseau de carbures eutectiques et que la proportion favorable de fraction volumique des carbures eutectiques, dans les fontes blanches faiblement alliées destinées à l'abrasion et à l'impact, doit être de l'ordre de 10% [98]. Sous l'effet de l'usure, le réseau de carbures eutectiques se trouve sujet à de forts impacts répétitifs avec les particules abrasives. L'intrusion de ces dernières à l'intérieure de la surface subissant l'usure provoque des microcracks. Des essais d'indentation

statiques ont révélé qu'une déformation plastique locale occasionnée par l'intrusion ou l'impact des particules abrasives doit provoquer une fissuration du réseau de carbures eutectiques situés dans son voisinage.

La méthode conventionnelle de transport des boulettes, dans le domaine de la réduction directe, ne permet pas un gain d'énergie dans le four de fusion. Le préchauffage des matières premières n'est pas aussi une méthode économique. Ainsi une tentative d'augmentation de la température des matières a été entreprise moyennant une méthode pneumatique de transport des boulettes permettant de maintenir la température des boulettes à 500°C. Il s'agit d'un pipe en acier inox dont l'intérieur est recouvert d'une couche de fonte à fortes teneurs en carbone (3.8-5.17%) et en chrome (18-30%) tel que montré par la figure 1.40. Ce moyen de manutention doit être approprié pour résister aux conditions d'érosion et d'impact causées par les boulettes et la température.

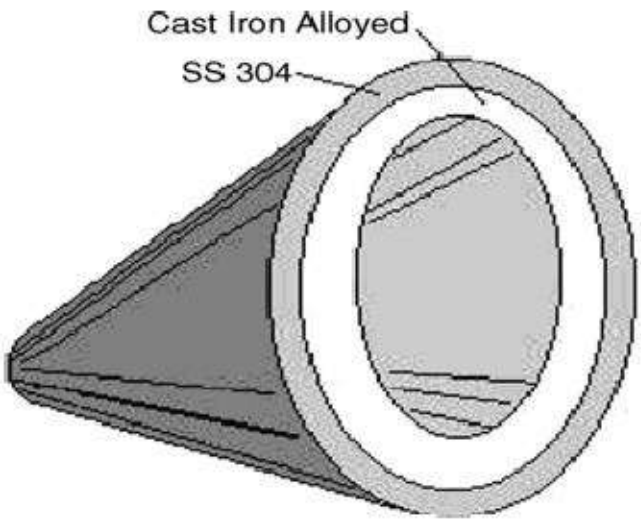


Figure 1.40.: Section transversale du pipe servant pour le transport de boulettes pré-réduites [3]

Ainsi huit compositions de fontes blanches expérimentales sont produites et ont été sujettes à des caractérisations situant leurs comportements en cours de transport des boulettes pré-réduites. Trois paramètres ont été étudiés, il s'agit du rapport Cr_E/C_E, de la teneur en molybdène ainsi que celle en vanadium et titane [3].

Les valeurs équivalentes de chrome et en carbone ont été calculées selon les formules suivantes :

$$C_E = C + 1/6\ Mn + 1/5(Cr + Mo + V) + 1/15(Si + Ni + Cu)$$

$$Cr_E = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Nb.$$

Les micrographies de ces huit échantillons sont présentées par la figure 1.41. Elles révèlent la présence de carbures proeutectiques de forme allongée ainsi que la nature hypereutectique des échantillons. Les essais d'usure ont révélés que les échantillons à forte teneur en molybdène sont ceux qui manifestent une usure élevée et que cette caractéristique dépend de la microstructure du matériau.

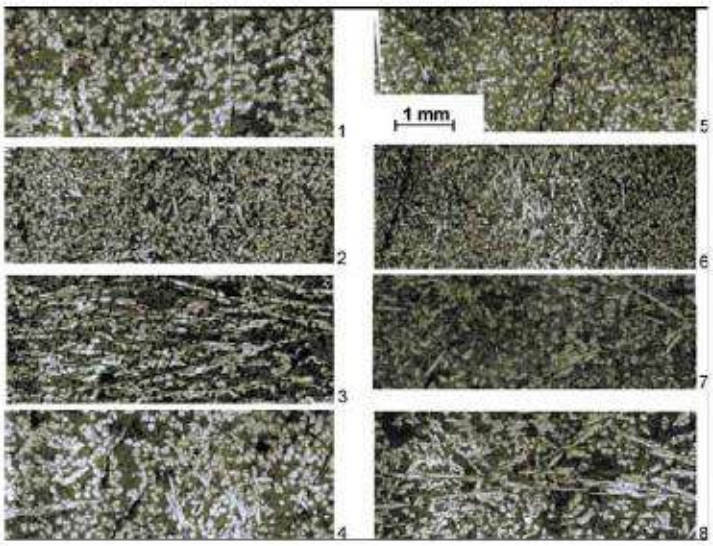


Figure 1.41. : Micrographies optiques des huit échantillons de fontes [3]

L'examen des échantillons ayant subit l'usure a montré que la plupart de la perte de matériau est issue de l'agrégat eutectique entourant les carbures pré-eutectiques (fig.1.42).

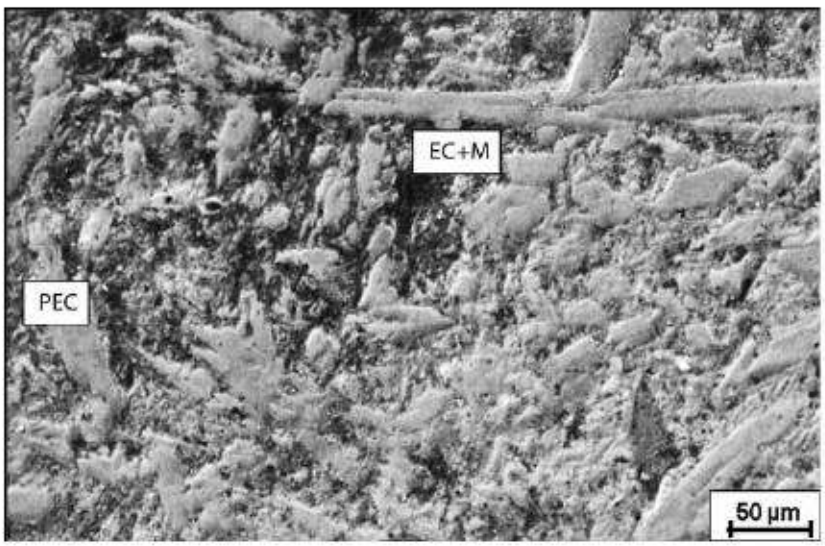


Figure 1.42. : Micrographie optique montrant les endroits de perte de matière

La microstructure doit être constituée d'une combinaison de carbures eutectiques finement dispersés avec des carbures proeutectiques relativement grossiers ou de différentes dimensions. La diminution de la résistance à l'usure provoquée par l'addition du molybdène est due à la formation précoce de carbures proeutectiques. De plus l'augmentation du taux (V+Ti) est bénéfique car elle permet d'améliorer la résistance à l'érosion suite à une meilleure distribution des carbures proeutectiques.

Les fontes à haute teneur en chrome, utilisées dans le domaine des phosphates ont aussi été prises en considération à l'échelle de laboratoire en vue de palier au problème de corrosion provoqué par les conditions acides rencontrées au niveau des industries de phosphates américaines [51]. Les boulets de broyage utilisés et le transporteur mécanique, démunis de couche de passivation protectrice, sont soumis à un environnement corrosif. Ces conditions ont eu un impact négatif sur la production et sur le processus comme il induit des coûts supplémentaires et une contamination du produit. Les chercheurs, pour palier à ce problème, ont essayé d'introduire un matériau résistant à l'usure. D'un autre côté, des tentatives basées les paramètres de marche tel que le temps de broyage, le PH de la solution, vitesse de rotation des broyeurs et la charge utilisée ont été prises en considération en vue d'étudier les interactions entre les différentes variables et d'identifier les conditions optimales générant une vitesse d'usure minimale. Il a été déduit qu'il existe une relation linéaire entre la perte de masse de la fonte à haute teneur en chrome et la durée de broyage. Le PH a l'effet le plus significatif sur la résistance à l'usure.

Une étude des propriétés microstructurales et mécaniques a été entreprise sur des composés eutectiques Fe-Cr-C à base de chrome moyennant la technique de solidification unidirectionnelle dans le but de générer un nouveau type de carbures [68]. Les fontes à haute teneur en chrome sont bien connues pour leurs excellentes résistances à l'abrasion et à l'oxydation mais elles ne sont pas recommandées pour les applications à des températures élevées (supérieures à 850°C) suite à leur faible résistance. Les recherches effectuées sur le diagramme Fe-Cr-C ont montré que le carbure M_7C_3 tend à se développer selon une forme en aiguilles qui est responsable de la haute résistance du matériau. Ces études, basées sur la solidification selon la méthode de solidification unidirectionnelle, ont identifié des morphologies de structure cellulaire, eutectique, dendritique et primaire. Parmi toutes ces structures, le type eutectique a été jugé être le plus résistant (2200 Mpa pour une fonte à 30% Cr et 2,8% C). Cette structure peut aussi être renforcée par l'addition de Ce et du Ti ainsi que d'autres éléments. D'autres recherches effectuées dans cette même optique ont montré que les carbures M_7C_3 peuvent avoir une résistance plus grande s'ils sont directionnellement alignés.

Des travaux effectués sur l'effet de l'orientation des carbures sur la résistance à l'abrasion [99] ont aussi révélé l'importance de l'orientation des carbures M_7C_3 sur la résistance à l'usure d'une fonte à forte teneur en chrome tout en soulignant que lorsque les longs axes des carbures sont orientés perpendiculairement à la surface d'usure, le matériau est plus résistant. La technique de solidification unidirectionnelle a été réalisée dans un four du type bridgman. La fusion a eu lieu par résistance électrique. Le refroidissement est réalisé de telle manière que la solidification ait lieu selon un sens imposé. Comparativement à une fonte conventionnelle, l'eutectique se développe d'une manière uniforme dans toutes les directions et la morphologie finale est une forme qui s'apparente à une forme de fleur. Par contre dans le cas de la solidification unidirectionnelle, l'eutectique se développe préférentiellement dans le sens opposé au gradient de température induisant ainsi l'apparition d'une structure en forme de fibres. Cette étude a montré que lorsque les fontes destinées à l'usure se solidifient selon une direction imposée, elles génèrent dans leur microstructure des carbures orientés parallèlement au gradient de température. Cette disposition est en la faveur des propriétés d'usure de ces fontes. Cet état se trouve affecté par la présence de carbures primaires lorsque les fontes sont légèrement hypereutectiques. Une composition proche de l'eutectique est la plus recommandée pour ce type de cas. Les phases de carbures primaires doivent être évitées car ils affectent la structure fibreuse et par conséquent la résistance du matériau.
C. Cetinkaya [5] a indiqué que le rapport Cr/C a une influence notable sur la résistance à l'usure des fontes à haute teneur en chrome. A un rapport Cr/C élevé correspond une forte prédisposition à l'usure. La présence des éléments d'alliages tel que le nickel et le molybdène affecte positivement la résistance à l'usure de ce matériau. Ainsi, la résistance à l'usure ne dépend pas uniquement d'un seul facteur mais aussi de la composition chimique, la microstructure et de la charge utilisée lors de l'usure. L'étude a porté sur différentes compositions de fontes blanches utilisées pour la fabrication des ailettes de turbines. Les essais d'usure sont effectués sous différentes charges, différentes durées de l'essai et à une vitesse constante. Les déductions tirées de cette étude montrent l'influence du type de la matrice sur le comportement à l'usure. D'où le rôle important qu'elle joue pour maintenir les carbures à leurs places lors des sollicitations d'usure. Lorsque la matrice est ferritique, elle se détache plus facilement et les carbures restants, qu'elle soutenait, subissent une fracture suite aux tensions répétées. Les matrices perlitiques ne sont pas aussi recommandées pour ce type de sollicitations parce qu'elles ont une faible résistance à l'usure. Sous les mêmes conditions, la matrice martensitique manifeste un comportement deux à trois fois meilleure que celles citées auparavant. De ce fait, pour avoir de haute résistance à l'usure et de ténacité, il est

impératif que des carbures et une matrice bien définie doivent constituer la microstructure des fontes blanches destinées à l'usure. Le meilleur choix pour la matrice est une martensite à haut carbone durcie par des carbures secondaires. Une austénite durcie par traitement thermique peut aussi remplir ces conditions.

Une comparaison entre l'usure de certains alliages ferreux (acier au carbone, aciers faiblement alliés, aciers fortement alliés et fontes au chrome et des aciers inox austénitiques) dans des conditions industrielles et des conditions de laboratoire a été menée par le centre de recherche Albanais et le département d'énergie américain. Il a été montré, par cette étude, que l'utilisation de la dureté comme méthode de prédiction du comportement à l'usure des matériaux, doit être prise avec précaution [8]. Il est évident que la dureté constitue une bonne première indication de résistance à l'usure par abrasion. Seulement, certains matériaux se comportent parfaitement à l'usure et ne génèrent pas une perte de poids considérable mais pas autant lorsqu'ils sont soumis à d'autres types de sollicitations quand d'autres propriétés contrôlent la vitesse de l'usure. Le mode d'usure, devient ainsi complexe car il fait intervenir l'impact et le frottement. Certaines fontes à haute teneur en chrome, en cours de service perdent de leurs carbures suite aux différents impacts et stress. Ces carbures se détachent de plus en plus par abrasion. Cette recherche a montré que si les essais d'usure de laboratoire peuvent aider à proposer des matériaux performants. Rarement, ils peuvent être capables d'identifier ceux qui peuvent fournir des résultats optimaux pour une sollicitation particulière à l'usure. La température, l'humidité, la vélocité, le type et la dimension des particules abrasives influencent l'usure abrasive [100].

En vue de connaître l'effet de la fraction volumique sur la résistance à l'usure des fontes à haute teneur en chrome, plusieurs matrices ont été testées sur un broyeur à boulets de laboratoire. Pour effectuer cette recherche, une série d'essais d'usure a été envisagée en variant le taux de carbures ainsi que le type de matrice de la fonte, en utilisant deux minerais (phosphate et hématite) et un sable siliceux comme matières abrasives [101]. Les compositions de fontes sélectionnées titrent une fraction volumique de carbures variant entre 13 et 40%. Elles couvrent ainsi les gammes de fontes commercialisées. Une matrice d'acier similaire à celle d'une fonte typique à haute teneur en chrome, a été introduite comme composition spéciale à 0 % de carbure. Il a été conclu que l'effet du taux de carbure sur la résistance à l'usure des fontes à haute teneur en chrome dépend de la sévérité du test d'usure. Les conditions sévères telles que imposées par le sable siliceux induisent une augmentation de la vitesse d'usure avec l'augmentation du taux de carbure dans la microstructure. Cette usure, a lieu par un premier arrachement de la matrice métallique suivi par un microcracking des

carbures. Dans les conditions moins sévères, telles le cas du broyage des minerais d'hématite ou de phosphate, les carbures protègent la matrice tout en empêchant son arrachement suite aux mécanismes de microarachement. Dans ce cas, la vitesse d'usure diminue avec l'augmentation du taux de carbures en plus de la composition eutectique.

3-2 Essai de traction

3-2-1 Objectifs de l'essai

L'essai de traction est le moyen le plus couramment employé pour caractériser le comportement mécanique d'un matériau sous une sollicitation progressive à vitesse de chargement faible ou modérée. L'essai permet, en outre, l'étude et l'identification des mécanismes physiques de déformation plastique. Cette dernière, gouverne le processus majeur de mise en forme, par ou sans enlèvement de matière, des matériaux dans la plus part des procédés de fabrication utilisés dans l'industrie mécanique.

3-2-2 Principe de l'essai

Des éprouvettes du matériau concerné, en forme de barreau cylindrique ou prismatique comportant une partie centrale calibrée à section constante S_0 et longueur L_0 raccordée à chaque extrémité à deux têtes de section plus importante, sont fixées dans une machine de traction. Sauf indications contraires, l'essai est effectué à la température ambiante dans les limites comprises entre 10°C et 35°C. Des essais de traction peuvent être effectués à des différentes températures allant de la température cryogénique à celle des hautes températures inférieures à la moitié de la température de fusion pour modéliser le comportement du matériau en fonction de la température.

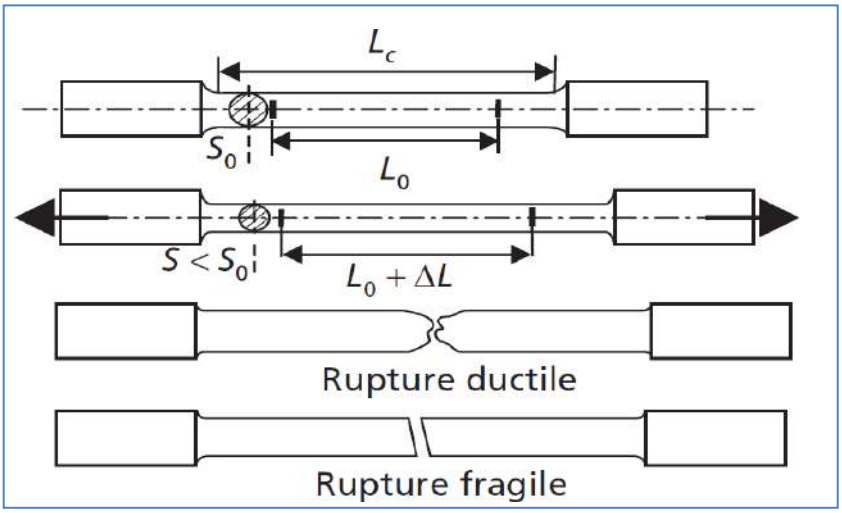




Fig.3-2 .Schéma d'une éprouvette de traction cylindrique et de son evolution en cours d'essa



Schéma : machine de traction

Essai de dureté

3-2-3 Objectif et principe de dureté

La dureté est la mesure de la résistance d'un matériau à la pénétration. Cette dernière est fonction de plusieurs facteurs dont les principaux sont : la déformation élastique et plastique, le frottement pénétrateur-surface indentée, la géométrie de pénétrateur, ses propriétés mécaniques et la charge qui y est impliquée.. Résume les caractéristiques des principales méthodes de mesure de la dureté utilisée : la dureté Brinell (HB), la dureté Vickers (HV), les duretés Rockwell C et B (HRC et HRB). Bien que les valeurs de dureté soient données sans dimensions, les duretés Brinell et Vickers, de par leur définition, sont

homogènes à des contraintes.

3-2-4 Eprouvettes

La surface de l'éprouvette doit être propre, plane et lisse soigneusement préparée. Plus des dimensions du pénétrateur sont petites, plus l'état de la surface doit être lisse. Une application du polissage en mode automatique est parfois obligatoire. La préparation de l'éprouvette doit être faite sans provoquer des altérations des propriétés du matériau dues, par exemple, au chauffage ou à, l'écrouissage.

L'épaisseur de l'éprouvette doit être suffisante pour qu'aucune trace d'une déformation ne soit visible sur la surface opposée à celle de l'application de la charge. D'après une règle générale, l'épaisseur minimale est au moins dix fois supérieure à la profondeur de l'empreinte.

3-3 Essai Brinell

Il consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier ou en carbures de tungstène de diamètre **D(mm)** sous une charge **F(N)**, et à mesurer le diamètre **d** de l'empreinte résiduelle après retrait de la charge. La charge d'essai **F(N)** est choisie dans une gamme normalisée adaptée au diamètre de l'indenteur et au matériau tes

Pour éviter la déformation de la bielle et la détérioration de la bille, l'usage de l'essai Brinell est limité aux matériaux tels que HBS <350 ou.

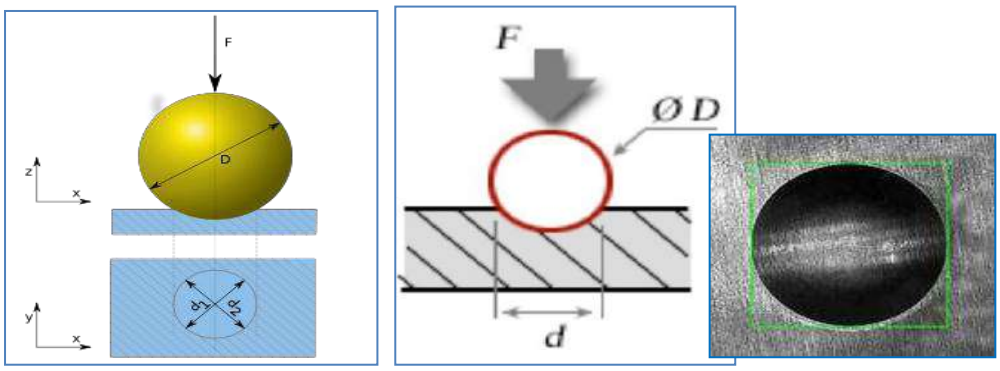


Fig.3-4 Principe de l'essai Brinell et empreinte typique de l'essai



Machine de Essai Brinell

IV. RESULTATS ET DISCUSSIONS

Matériaux	Type de graphite	Carbure équivalent	Volume de carbure	Volume de Graphite	Dureté HB	RM	Volume en X DE ferrite XRD	Volume austenite XRD
Base	A	4.8	0.64	15	26.26	226	72.22	15.98
Alliage 1	D	3.2	0.32	Ju's 5	27.7	206		
Alliage2	A	2.6	0.26	10-15	29.29	207		

Résultats des essaies de dureté Rockwell (HRC)

	T100	T200	T300	T400	T500
Base	19	18	15	20	15
Alliage 01	27	30	30	31	30
Alliage 02	27	30	38	35	24

CONCLUSION

Cette étude a permis de faire ressortir les conclusions suivantes :

- La fonte de base étudiée est une fonte au chrome de composition légèrement hypo eutectique.
- L'analyse par la méthode Rietveld du spectre RX a révélé les différentes phases microstructurales delafonte:lamatriceestd'unedominancemartensitiqueaveclaprésenced'uneproportion

  d'austénite résiduelle avoisinant le taux de 8%. Le carbure eutectique est composé de deux types carbures alliés M_7C_3, l'un hexagonal et l'autre orthorhombique. La microscopie à balayage amis en évidence la forme les dimensions ainsi que la répartition d'une fine précipitation secondaire dans lamatrice.
- L'addition du titane a permis une augmentation de la résistance à l'usure. Le meilleur comportement à l'usure est obtenu pour la fonte titrant 3% de titane. Ce dernier participe fortement à un affinement de la structure par la formation de carbure du type MC de forte dureté et à haut point defusion.