

UNIVERSITE DE SAAD DAHLEB DE BLIDA

Faculté des Sciences de L'ingénieur

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MAGISTER

Spécialité : Sciences des Matériaux

Thème

**ELABORATION DE FONTES BLANCHES A HAUTE
TENEUR EN CHROME ET ETUDE DE LEUR
RESISTENCE A L'USURE.**

Par

Abdelkrim KEHAL

Devant le jury composé de :

M. HADJI.	Professeur, U. de BlidaPrésident.
T. SAHRAOUI.	Maître De Conférence, U. De Blida.....Examineur.
A. BRAHIMI.	Ph. D, Chargé de cours, U. BlidaExamineur.
S. BOUTERFAYA.	Maître de Recherche, Comena, Draria.....Examineur.
N. BACHA.	Professeur, U. BlidaRapporteur.

BLIDA, JUIN 2008

RESUME

L'objectif de la présente étude est l'élaboration d'une fonte alliée au chrome avec une recherche d'une microstructure optimale permettant d'obtenir le meilleur compromis de dureté, usure et résistance aux chocs pour la fabrication des boulets de broyage. Nous avons choisi deux paramètres essentiels, la composition chimique où trois nuances de fonte sont coulées dont la teneur en chrome est respectivement 10%, 12% et 15% Cr avec une teneur en carbone variant de 2.11% à 2.52% C. Le deuxième paramètre était l'application de plusieurs cycles de traitements de revenu après mise en solution à 900° C et 1150° C.

La microscopie optique et électronique à balayage et la diffraction aux rayons X ont été utilisées pour caractériser les différentes microstructures obtenues. Les essais d'usure de type pion sur disque, la microdureté, les essais aux chocs nous ont permis de déterminer les caractéristiques mécaniques des fontes alliées au chrome.

Les résultats ont montré que la fonte à haute teneur en chrome et à basse concentration en carbone (Cr15) possède de bonnes propriétés mécaniques et d'usure à son état brut de coulée et sa microstructure composée d'un réseau de carbure eutectique plus dure est en parfaite logique avec les propriétés d'usure et de composition chimique. A cette nuance de fonte (Cr15) nous avons appliqué 28 cycles de traitements de revenu. Le but était la modification de la structure de la matrice. La comparaison des résultats par rapport à l'état brut de coulée nous a révélé que le traitement thermique de 2 h à 900° C suivi d'un revenu de 6 h à 250° C permet d'obtenir une microstructure optimale, offrant de bonne résistance à l'usure et une meilleure résistance aux chocs. La matrice ainsi obtenue était essentiellement de la martensite revenu avec des précipités de carbure secondaire.

ABSTRACT

The aim of this study is the elaboration white chromium allied iron with optimum microstructure to get best compromise of hardness, wear, and shocks resistance for grinding balls fabrication. Two essentials parameters have chosen, the chemical composition, where three kinds of white cast iron are poured respectively with 10%, 12% and 15% Cr and a carbon content ranging from 2.11% to 2.52% C. The second parameter is the application of several cycles of tempering after setting solution at 900° and 1150° C.

Optical microscopy, scanning electron microscopy and X-rays diffraction have been used to characterize the different microstructures obtained. Pin on disc wear tests, microhardness and shock tests are used to identify the mechanicals properties of chromium white cast iron.

The results showed that the melting high chromium content and low carbon concentration (Cr15) has a good mechanicals property and wear as cast conditions. The microstructure revealed a network of carbide eutectic hardest is in perfect correlated with wear and chemical composition results. We were applied 28 cycles of tempering for white cast iron (Cr15) in attempt to change matrix structure. By comparing this results with the as cast conditions, it was found that the heat treatment for 2 hours at 900 ° C followed by a tempering to 6 hours at 250 ° C lead to an optimum microstructure, offering a better wear resistance as well as a good shock resistance. The matrix obtained is mainly constituted with tempered martensitic with secondary precipitated carbide.

ملخص

الهدف من هـ تالدراسة هو البحث ع لى أفضل بنية مجهريه تسمح لنا بالحصول على أحسن توافق بين القساوة، الحك، ومقاومة الصدماتلحديد الزهر الأبيض المخلوط بالكروم و الموجه لتصنيع كرات الطحن. لذلك اخترنا دراسة عاملين أساسيين ألا و هم ، عامل التركيبة الكيميائية حيث قمنا بعملية صب لثلاثة سبائك منحديد الزهر ذو تركيز 10%، 12 % و 15 % من عنصر الكروم مع محتوى من الكربون يتراوح ما بين 2.11% إلى 2.52%. العاملالثاني هو تطبيق عدة دورات من الرجوعية الحرارية و هذا بعد عملية تـذويب عند 900° و 1150° درجة مؤويه.

المجهر الضوئي والمجهر الالكتروني والمسح بالاشعه السينية قد استخدمت لوصف مختلف البني المجهريه التي يتم الحصول عليها . اختبارات جهازقياس مقاومة الحك، القساوة المهجريه وتجربة الصدمات سمحت لنا بتحديد الخواص الميكانيكية لحديد الزهر الأبيض المخلوط بالكروم.

أظهرت النتائج ان حديد الزهر الغني بالكروم والمنخفض التركيز الكربوني له خواص ميكانيكية عالية في الحالة الخامة وبنيته ألمجهرية تتكون من شبكة من كربيد اشد قساوة و تتسق تماما مع خصائص مقاومة حك والتركيب الكيميائي. لهذا الصنف من حديد الزهر Cr15 تم تطبيق 28 دورة رجوعية حرارية. الهدف من هذا هو تغيير تركيبة البنية. بالمقارنة مع نتائج الحالة الخامة تبين ان المعالجة الحرارية لمدة ساعتين عند 900° درجة مؤويه متنوعه بمراجعة لمدة 6 ساعات عند 250 درجة مؤويه قد أسفرت على الحصول على البنية المجهرية المثالية، ذات قساوة و مقاومه حك عاليه وأفضل مقاومه للصدمات. البنية المتحصل عليها تتكون أساسا من مرتسب و من ترسبات الكربيد الثاني التكوين.

REMERCIEMENT

Au terme de ce travail, je voudrais particulièrement remercier mon directeur de recherche le professeur Monsieur **Nacer-Eddine BACHA**, qui a assuré la direction scientifique de ce mémoire, et lui exprime ma profonde reconnaissance et mes sincères gratitude pour m'avoir guidé et orienté tout le long du parcours de cette étude.

Je remercie également très vivement **M. HADJI** professeur à l'université de Saad-Dahleb Blida, qui m'a fait l'honneur d'accepter de présider le jury de ce mémoire.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance à **Mr S. BOUTERFAYA** Maître de recherche au COMENA d'avoir accepter d'examiner ce travail et au **Docteur A. BRAHIMI** pour avoir accepter de prendre part à ce jury. J'exprime également mes profondes gratitude à Monsieur **T. SAHROUI** Maître de conférence à l'université de Blida, qui a accepter l'examen et le jugement de ce mémoire. Je les remercie tous pour avoir accepter de mettre leur savoir et leur expérience au profit de ce travail.

Un remerciement particulièrement chaleureux à : **Mr A. HAMLAOUI** ingénieur spécialiste en traitement thermique au niveau de la fonderie de BCL et **Mr O. KHANFAR** ingénieur et chef de département marketing au sein de la fonderie de Tiaret pour leurs appuis et aide technique prodigués lors de la réalisation de la coulée des éprouvettes de fonte alliée au chrome, ainsi que leur disponibilité affichée à chaque sollicitation.

Je tiens aussi à exprimer ma sympathie ainsi que mes remerciements du fond du cœur à l'équipe de l'atelier de modelage et techniciens et ingénieurs du laboratoire de la fonderie POVAL de Berrouaghia pour leurs applications et le travail méticuleux qu'ils ont accompli.

Enfin, à mes camarades de mémoire dont la sympathie m'a été extrêmement précieuse, à tous ceux qui ont participé de près ou de loin à la réussite de ce projet je les remercie tous.

DEDICACE

Je dédier ce modeste travail à :

- Mes parents pour leur honnête et infallible sacrifice.
- Mes frères et sœurs.
- Mon épouse pour son soutien inépuisable et l'indéniable rôle qu'elle joué dans ma vie.
- Mes enfants Houssam El Dine Oussama et Abd El Nour.

TABLE DES MATIERES

RESUME

REMERCIEMENTS

DEDICACE

TABLE DES MATIERES

LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAHIQUES ET TABLEAUX

INTRODUCTION.....	13
1. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	16
1.1 Introduction	16
1.2 Fontes blanches alliées au chrome	17
1.3 Solidification des alliages Fe-Cr-C.....	19
1.4 Le chrome dans les fontes blanches	21
1.5 Influence des éléments d'addition sur les alliages Fe-Cr-C.....	24
1.5.1 Tendance de partition des éléments d'addition.....	25
1.5.2 Formation des carbures eutectiques.....	27
1.6 Traitements thermiques des fontes blanches alliées au chrome.....	28
1.6.1 Trempe	28
1.6.1.1 Précipitation des carbures secondaires	30
1.6.2 Revenu	31
1.7 L'abrasion dans l'industrie minière	32
1.7.1 Les différents modes de l'abrasion.....	32
1.7.2 Les mécanismes de l'usure abrasive	34
1.8 Facteurs affectant la résistance à l'abrasion des fontes blanches alliées au chrome.....	35
1.8.1 Influence de la composition chimique	35
1.8.2 Influence de la microstructure.....	37
1.8.3 Dureté.....	39
1.8.4 Ténacité	41

1.9	Résistance aux chocs des fontes blanches alliées au chrome.....	42
1.9.1	Influence de la microstructure sur la résistance aux chocs.....	42
1.9.2	Essai de résistance aux chocs.....	44
1.10	Domaines d'application des fontes à haute teneur en chrome.....	45
2.	METHODES EXPERIMENTALES.....	47
2.1	Introduction.....	47
2.2	Elaboration des échantillons.....	47
2.2.1	Four de fusion.....	47
2.2.2	Analyse chimique	48
2.2.3	Four de traitement thermique.....	48
2.3	Méthodes d'observation	49
2.3.1	Microscopie optique.....	49
2.3.2	Microscopie électronique à balayage.....	50
2.3.3	Diffraction aux rayons X (DRX).....	50
2.4	Caractérisation mécanique.....	51
2.4.1	Mesure de dureté et de microdureté.....	51
2.4.2	Essais Charpy.....	52
2.4.3	Essais d'usure.....	52
3.	RESULTATS ET DISCUSSIONS.....	56
3.1	Introduction.....	56
3.2	Elaboration.....	56
3.2.1	Conduite de la fusion.....	58
3.3	Résultats des analyses chimiques	59
3.4	Etude de l'influence de la composition chimique.....	60
3.4.1	Analyse microstructurale.....	60
3.4.2	Propriétés mécaniques.....	63
3.4.3	Résistance aux chocs.....	64
3.4.4	Essais d'usure.....	65

3.4.5 Conclusion partielle	67
3.5 Etude de l'influence des traitements thermiques	68
3.5.1 Mise en solution à 900° C.....	69
3.5.2 Etude du revenu martensitique.....	70
3.5.3 Mise en solution à 1150° C	76
3.5.4 Etude du revenu austénitique.....	77
3.5.5 Essais de résistance aux chocs.....	80
3.5.6 Analyse microstructurale	81
3.5.7 Analyse par diffraction aux rayons - X.....	84
3.5.8 Conclusion partielle.....	86
CONCLUSION	87
RECOMANDATIONS.....	90
APPENDICE.....	91
REFERENCES	93

LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAHIQUES ET TABLEAUX

Figure 1. 1	Projection de la surface de liquidus du système Fe-Cr-C.....	19
Figure 1. 2	Coupe à 2% de carbone du diagramme ternaire Fr-C-Cr.....	22
Figure 1. 3	Corrélation entre la teneur en chrome de la matrice et celle de l'alliage.....	22
Figure 1. 4	Relation entre le diamètre critique maximal et le rapport Cr/C permettant d'éviter la formation de la perlite	23
Figure 1. 5	Profil de répartition des éléments C, Cr et Si dans une dendrite.....	27
Figure 1. 6	Influence de la température de trempe sur la dureté et la quantité d'austénite résiduelle.....	30
Figure 1. 7	Abrasion par glissement	32
Figure 1. 8	Représentation schématique de l'abrasion par broyage à grande intensité (meulage).....	33
Figure 1. 9	Représentation schématique de l'abrasion par gougeage dans un broyeur giratoire.....	33
Figure 1. 10	Usure abrasive par coupe.....	34
Figure 1. 11	Usure abrasive par coupe dans un matériau fragile (croissance de fissure latérale).....	34
Figure 1. 12	Usure abrasive par déformation.....	35
Figure 1. 13	Usure abrasive par écaillage.....	35
Figure 1. 14	Abrasion relative en fonction de la teneur en carbone pour des matériaux ferreux (test fait avec un broyeur à mâchoires).....	36
Figure 1. 15	Usure abrasive en fonction de la teneur en vanadium pour des essais de frottement métal contre oxyde de Fe ₂ O ₃	37
Figure 1. 16	Influence du taux de carbures en volume sur la résistance à l'abrasion.....	38
Figure 1. 17	Influence du rapport de dureté de l'abrasive Ha (quartz) et de la	

	matrice Hm sur la résistance à l'usure d'une fonte à 18% Cr, 2.96% C, 1.5% Mn et 0.96 % de Si.....	39
Figure 1. 18	Usure par impact (perte de masse en mg) en fonction de la dureté de trois fontes alliées (tableau 1. 4).....	40
Figure 1. 19	Effet de la ténacité sur la résistance à l'abrasion des matériaux.....	42
Figure 2. 1	Spectromètre d'analyse chimique.....	48
Figure 2. 2	Four de traitement thermique.	49
Figure 2. 3	Microscope optique ZEISS.....	50
Figure 2. 4	Micro duromètre PRESSI.....	52
Figure 2. 5	Dispositif d'essai d'usure type pion sur disque conçu par le laboratoire LTSM de Blida.....	53
Figure 2. 6	Porte pion et pion en différents diamètres.....	54
Figure 2. 7	L'ensemble du porte pion.	54
Figure 2. 8	Réglette graduée pour régler l'avance du bras du dispositif.	55
Figure 2. 9	Mandrin porte échantillon.....	55
Figure 3. 1	Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr10. 200x.....	60
Figure 3. 2	Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr10.1000x.....	60
Figure 3. 3	Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr12. 200x.....	61
Figure 3. 4	Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr12. 1000x.....	61
Figure 3. 5	Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr15. 200x.....	62
Figure 3. 6	Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr15. 1000x.....	63
Figure 3. 7	Perte de masse en fonction de la teneur en chrome des fontes alliées	67
Figure 3. 8	Microstructure après mise en solution à 900° C. 1000x.....	70
Figure 3. 9	Essais de dureté en fonction de la température de revenu martensitique... ..	72
Figure 3. 10	Perte de masse en fonction de la température de revenu martensitique	73
Figure 3. 11	Essais de dureté en fonction du temps de maintien à 250° C après mise en solution de 2 h à 900° C	75
Figure 3. 12	Perte de masse en fonction du temps de maintien à 250° C après mise en	

	solution de 2 h à 900° C	76
Figure 3. 13	Microstructure après mise en solution à 1150° C. 1000x	77
Figure 3. 14	Essais de dureté en fonction de la température de revenu austénitique.....	78
Figure 3. 15	Perte de masse en fonction de la température de revenu austénitique.....	80
Figure 3. 16	Microstructure après mise en solution de 2 h à 1150° C et revenu de 2 h à 500° C. 1000x.....	82
Figure 3. 17	Microstructure après mise en solution de 2 h à 900° C et revenu de 6 h à 250° C. 1000x	83
Figure 3. 18	Microstructure après mise en solution de 2 h à 900° C et revenu de 6 h à 250° C. MEB.....	83
Figure 3. 19	Diffraction aux rayons X de la fonte Cr15 traitée à 900° C. 2 h	85
Figure 3. 20	Diffraction aux rayons X de la fonte Cr15 traitée à 900° C. 2 h et revenu à 250° C pendant 2 h de maintien.	85
Figure 3. 21	Diffraction aux rayons X de la fonte Cr15 traitée à 900° C. 2 h et revenu à 250° C pendant 6 h de maintien.	85
Tableau 1. 1	Valeurs de dureté des différents constituants de la microstructure rencontrées dans les fontes blanches à forte teneur en chrome.....	18
Tableau 1. 2	Composition chimique des fontes selon la norme EN 12513.....	18
Tableau 1. 3	Coefficient de partage de certaines nuances de fonte blanche alliée au chrome.....	26
Tableau 1. 4	Composition chimique des fontes correspondant à la figure 1. 17.....	40
Tableau 1. 5	Résistance aux chocs et perte de masse en fonction de la microstructure et la composition chimique de certaines nuances de fonte blanche alliée.....	44
Tableau 1. 6	Cimenteries publiques au niveau national.....	46
Tableau 3. 1	Composition chimique des matières de fusion (ALFET Tiaret)	58
Tableau 3. 2	Composition chimique des matières de fusion (BCL Beni Mered).....	59
Tableau 3. 3	Résultats des analyses chimiques.....	59
Tableau 3. 4	Résultats des essais de Microdureté HV50.....	64
Tableau 3. 5	Résultats des essais de résistance aux chocs.....	65

Tableau 3. 6	Perte de masse des fontes alliées au chrome.....	66
Tableau 3. 7	Essais de dureté en fonction de la température de revenu martensitique	71
Tableau 3. 8	Perte de masse en fonction de la température de revenu martensitique	72
Tableau 3. 9	Essais de dureté en fonction du temps de maintien à 250° C	74
Tableau 3.10	Perte de masse en fonction du temps de maintien à 250° C	75
Tableau 3.11	Essais de dureté en fonction de la température de revenu austénitique.....	78
Tableau 3. 12	Perte de masse en fonction de la température de revenu austénitique.....	79
Tableau 3. 13	Traitements thermiques donnant les meilleurs performances d'utilisation.....	81

INTRODUCTION

Les fontes blanches alliées au chrome, réputées pour leur résistance [1] à l'usure et leur résistance à la corrosion [2] [3], sont largement utilisées dans l'industrie minière. Leurs bonnes propriétés de fonderie permettent leur utilisation pour la coulée de pièces d'usure à grande série, en particulier pour la fabrication des corps broyants destinés pour l'industrie de cimenterie.

Ce type d'industrie dont l'importance est vitale pour tout développement économique en matière de construction d'infrastructure et de bâtiment, est souvent confrontée aux problèmes créés par l'usure et la détérioration de certains organes d'équipements, dont la conséquence toujours considérée inadmissible, est évidemment le surcoût d'exploitation entraîné par les arrêts et les entretiens nécessaires.

L'opération de broyage du clinker considéré comme élément clé du processus de manipulation et transformation de la matière, est assurée par des broyeurs constitués d'une virole d'acier de diamètre interne variant de 5 à 6 mètres. L'intérieur de cet équipement est composé de plaques de blindage fabriquées en acier allié. La charge totale soit à peu près 10 tonnes, constitue la charge du broyeur dont 30% est constituée par les boulets. Le mouvement de rotation autour de l'axe horizontale du broyeur produit la transformation de la pierre crue (clinker) en fines particules de diamètre inférieur à 0.15 μm . Le produit est ensuite directement livré pour emballage et expédition finale [4] [5] [6].

Au cours du fonctionnement du broyeur, les boulets fabriqués en fonte alliée au chrome subissent une usure intense par frottement et chocs mécaniques répétés qui tendent à diminuer leur diamètre voire leur rupture sous l'effet de l'action des produits d'abrasion contenu dans le broyeur (matière, blindage, et boulets entre eux). Le mécanisme d'usure essentielle qui se produit est défini comme une usure par adhérence sous haute contrainte aussitôt qu'il y a formation de débris d'usure [6] [7].

Dans ces conditions, il apparaît clair que la maîtrise du processus de fabrication des fontes alliées au chrome dans le but d'obtenir le meilleur compromis entre la résistance à l'usure et la résistance aux chocs mécaniques répétés, revêt une importance considérable pour le producteur de pièces d'usure travaillant aux chocs mécaniques répétés, et ce de la phase d'élaboration jusqu'à l'appréciation et homologation finale au niveau de l'utilisateur.

Dans ce contexte la fonderie POVAL de Bérrouaghia s'est proposée de prendre en charge la fabrication d'une partie du besoin national en corps broyant qui est estimé à 3500 tonnes dont 30% de cette quantité est actuellement fabriquée au niveau de la fonderie de Tiaret, le reste est importé de plusieurs fournisseurs étrangers.

Pour cela et dans le cadre d'une collaboration entre la fonderie POVAL et le laboratoire de traitement de surface et matériaux de Blida, nous nous sommes proposés d'étudier le comportement mécaniques, d'usure et microstructurale des fontes blanches alliées au chrome et ce en faisant varier la teneur en chrome et légèrement celle du carbone. Plusieurs cycles de traitements thermiques seront appliqués pour déterminer le meilleur compromis entre une résistance à l'usure élevée et une bonne résistance aux chocs. L'état initial qui est l'état brut de coulée de la fonte alliée au chrome servira d'échantillon de comparaison.

Pour se faire nous avons réalisé trois principales actions expérimentales à savoir :

- Conception et réalisation d'un dispositif d'essai d'usure de type pion sur disque. Ceci permettra l'appréciation des résistances à l'usure de diverses nuances de fonte blanche alliée au chrome.
- Elaboration et coulée d'échantillons en fonte alliées respectivement à 10 %, 12% et 15% de chrome.
- Caractérisation des nuances de fontes élaborées à l'état brut de coulée et à l'état de traitement thermique. L'étude microstructurale sera réalisée uniquement sur les échantillons jugés intéressants.

Le plan détaillé de ce travail se résume comme suite :

- L'étude bibliographique inclut dans le premier chapitre, présente l'importance des fontes à haute teneur en chrome, la classification des nuances, la solidification selon le diagramme de surface de liquidus du système ternaire Fe-Cr-C. On introduit ensuite l'influence de la composition chimique, surtout l'élément d'addition "chrome" sur les propriétés des fontes blanches. Ensuite nous présentons les transformations qui se déroulent au cours des traitements thermiques, les facteurs affectant la résistance à l'abrasion et la résistance aux chocs, Enfin, nous donnons quelques domaines d'applications des fontes alliées au chrome.
- Dans le seconde chapitre nous présentons la description du dispositif d'essai d'usure, ainsi que les techniques employées pour la caractérisation des alliages étudiés.
- Le troisième chapitre sera consacré à la présentation et la discussion des résultats des essais effectués sur les échantillons élaborés, soit : la composition chimique, essais d'usure, dureté, résistance aux chocs et les observations métallographiques qui les concernent. les comparaisons sont faites par rapport aux échantillons bruts de coulée.
- Finalement nous exposerons les conclusions, et ce en reprenant les principaux résultats de cette étude et nous terminerons par des recommandations.

CHAPITRE 1

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1 Introduction

L'amélioration de la durée de vie des corps broyant destinés pour l'industrie minière, nécessite l'utilisation d'alliages ayant des qualités spécifiques. Il est donc nécessaire de mettre au point des matériaux présentant à la fois, les meilleures propriétés physico-chimiques, une ténacité acceptable, et une grande résistance à l'usure par abrasion.

Les aciers martensitiques (forgé ou coulée), qui avaient déjà permis d'améliorer la ténacité des pièces en remplaçant les fontes Ni-Hard [5], ne peuvent répondre à ces exigences. En effet, quand le matériau à broyer est plus dur, tel est le cas des minerais chargé de silice, la perte de masse est grande, et la durée de vie se trouve fortement réduite. De plus, les propriétés de fonderie des aciers (haute température d'élaboration, moulage spécial, .etc.) exigent un contrôle sévère de chaque étape de leur élaboration dont le coût de fabrication est toujours élevé.

En ce qui concerne les fontes Ni-Hard, elles constituent les alliages les moins coûteux pour résister à l'usure par abrasion, et ce grâce au taux de carbure présent dans la microstructure des fontes. Cependant, la morphologie continue du réseau de cémentite M_3C , fait que ces fontes sont sensibles à l'écaillage lorsque l'usure est combinée aux chocs mécaniques répétés [8] [9]. Elles ne peuvent donc pas répondre à l'ensemble des exigences requises pour la fabrication des corps broyant travaillant à l'usure et aux chocs.

Les alliages qui peuvent répondre à ces exigences sont des aciers au manganèse dits Hadfield et les fontes à haute teneur en chrome. Les aciers Hadfield ont une grande ductilité à cœur, en raison de leur structure austénitique, et une grande dureté superficielle obtenue grâce au phénomène d'écrouissage par pression et chocs élevés qui a pour effet de transformer localement l'austénite en martensite. Bien que certaines améliorations par addition du nickel aient été déjà faites pour augmenter leur vitesse de transformation, leur

coût d'élaboration (garnissage de four et sable de moulage basique) et leur faible résistance à l'usure par frottement sous faible charge limitent leur utilisation [10] [11]. Il est donc impossible de les utiliser pour la fabrication des boulets de broyage où les sollicitations sont essentiellement de type frottement et chocs concentrés sur la surface des boulets.

Les fontes à haute teneur en chrome possèdent une microstructure composée de carbure de type M_7C_3 plus dure que ceux de type M_3C [12]. De plus, ces carbures ont une morphologie différente, il se retrouve dispersée dans la martensite qui y joue le rôle de matrice [5] [13]. Cette qualité de microstructure confère aux alliages une bonne ténacité et une bonne résistance à l'usure par frottement. Il est donc d'une importance primordiale de maîtriser leurs paramètres de fabrication et ce par l'étude approfondie de leur microstructure et de leur comportement sous diverses conditions de travail [8] [14].

1.2 Fontes blanches alliées au chrome

Introduites autour des années 1930, les fontes à haute teneur en chrome ont été adoptées plus lentement, leur élaboration n'étant pas possible dans les fours électriques équipements peu réponsus à cette époque. Elles ont toutes de même commencé à s'imposer vers 1965 et à remplacer les fontes Ni-Hard et les aciers martensitiques [5].

Ces fontes à forte teneur en carbone (1.8 - 3.6%) et en chrome (11 - 28%) ont une microstructure composée principalement de carbure de fer et chrome $(Fe, Cr)_7C_3$. Leur matrice est généralement constituée d'austénite résiduelle et de produits de décomposition [15], tous ces constituants structuraux ont une morphologie et des propriétés mécaniques caractéristiques en particulier la dureté (tableau 1. 1).

Grâce à la dureté des carbures et leur morphologie discontinue [16], ces fontes sont supérieures à n'importe quel matériau de point de vu résistance à l'usure et ce toute en gardant une ténacité qui leur permet de concurrencer les aciers martensitiques [5].

Tableau 1. 1 : Valeurs de dureté des différents constituants de la microstructure rencontrées dans les fontes blanches à forte teneur en chrome [17].

Microdurete vickers HV50	
Carbures	
M ₃ C	840-1100
M ₇ C ₃	1200-1800
Mo ₂ C	1500
Matrice	
Ferrite	70-200
Perlite	300-460
Austenite (fonte fortement alliée en Cr)	300-600
Martensite	500-1000

Dans le tableau 1. 2 nous donnons les compositions chimiques des nuances de fontes alliées au chrome préconisées par la norme EN 12513 [18].

Tableau 1. 2 : Composition chimique des fontes selon la norme EN 12513.

Désignation	C	Si max	Mn	P max	S max	Cr	Ni max	Mo max	Cu max
XCr11	>1.8 à 2.4 >2.4 à 3.2 >3.2 à 3.5	1	0.5 à 1.5	0.08	0.08	11 à 14	2	3	1.2
XCr14	>1.8 à 2.4 >2.4 à 3.2 >3.2 à 3.5	1	0.5 à 1.5	0.08	0.08	14 à 18	2	3	1.2
XCr18	>1.8 à 2.4 >2.4 à 3.2 >3.2 à 3.5	1	0.5 à 1.5	0.08	0.08	18 à 23	2	3	1.2
XCr23	>1.8 à 2.4 >2.4 à 3.2 >3.2 à 3.5	1	0.5 à 1.5	0.08	0.08	23 à 28	2	3	1.2

Le choix entre les trois fourchettes de carbone énumérées pour chaque nuance de fonte, dépend de l'application envisagée. La teneur en carbone est ajustée à la baisse si la propriété dominante est la résistance aux chocs. Par contre si celle-ci est auxiliaire et la résistance à l'abrasion est essentielle, la concentration en carbone sera revue à la hausse [19].

1.3 Solidification des alliages Fe-Cr-C

La figure 1. 1 représente la surface métastable du liquidus du système Fe-Cr-C. D'après ce diagramme, la cristallisation d'une fonte hypo-eutectique commence par la formation de dendrite d'austénite. Lorsque la température atteint celle du liquidus, la cristallisation dendritique commence à mesure que la température s'abaisse jusqu'à la température eutectique. A cette température, l'eutectique austénite-carbure se solidifie dans les espaces inter dendritiques selon la réaction suivante :

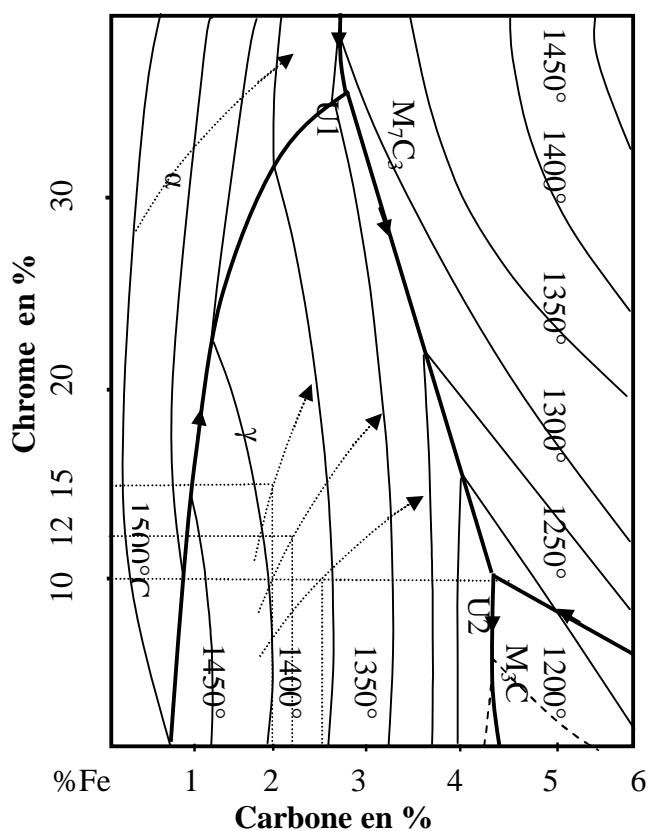
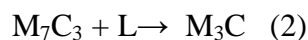


Figure 1. 1 : Projection de la surface de liquidus du système Fe-Cr-C [20].
Avec U1 – U2 : ligne eutectique.
Les flèches indiquent le chemin de cristallisation.

Où M_7C_3 sont des carbures spéciaux, avec M est l'élément d'alliage qui est généralement le chrome lié avec le fer. La plupart des fontes au chrome se solidifient complètement à l'intérieur de l'intervalle eutectique, une réaction péritectique peut avoir lieu, c'est-à-dire certaine quantité de métal non solidifié qui avec la présence du carbure M_7C_3 se forme selon la réaction ci-dessous du cémentite M_3C .



La cémentite M_3C se forme autour de la surface des carbures M_7C_3 , ce qui bloque rapidement le contact entre le liquide et les carbures M_7C_3 et arrête le déroulement de la réaction péritectique.

Pour ce qui est des fontes hyper eutectiques, ces dernières sont généralement utilisées pour avoir des surfaces de grande dureté. Ils se solidifient en gros carbures primaires et se terminent par une transformation eutectique $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$.

D'après la figure 1. 1, on constate que le taux de carbone de la composition eutectique est inversement proportionnelle à la concentration en chrome. Par exemple à 12% de Cr, la composition de l'eutectique en carbone se situe entre 3.5% et 3.7% et à 30% de Cr, le carbone eutectique est de 2.4% à 2.8% C. De cette figure, il apparaît que si la teneur en chrome est inférieure à 10%, la réaction eutectique (1) ne se produit pas et le carbure eutectique M_3C se forme au lieu de M_7C_3 .

L'austénite formée à la fin de la solidification n'est pas stable. A la température ambiante, la microstructure peut contenir une certaine quantité d'austénite résiduelle. Cependant une matrice peut être entièrement austénitique si :

- Le début de la transformation martensitique est au dessous de la température ambiante.
- L'addition d'une quantité suffisante en éléments d'alliage permettant d'éviter la formation de la perlite au cours du refroidissement.

- La vitesse de refroidissement est suffisamment rapide et ce afin d'éviter la précipitation des carbures secondaires. Dans le cas contraire, il y aura diminution de la concentration en éléments chimiques dans la matrice et par conséquent augmentation de la température M_s .

Dans le cas général la température M_s est légèrement supérieure à la température ambiante, et la température M_f est au dessous de cette dernière. Cela produira une transformation en martensitique avec une prédominance austénitique.

La microstructure à l'état brut de coulée des fontes blanches hypoeutectiques alliées au chrome est pratiquement constituée de dendrite d'austénite (avec possibilité de se transformer en martensite, perlite, ou bainite) et de carbure eutectique interdendritique [20].

1.4 Le chrome dans les fontes blanches

Le chrome est un élément antigrafitisant, dont l'effet dépend du pourcentage existant dans la fonte :

1. A des teneurs supérieures ou égales à 0.2% de chrome, la fonte est considérée comme alliée [21], jusqu'à 0.7% le chrome affine la perlite et améliore la résistance mécanique des pièces moulées.
2. Jusqu'à 10%, le chrome donne lieu à une cémentite de type $(Fe, Cr)_3C$ qui peut contenir jusqu'à 15% de chrome. Pour les teneurs plus élevées en chrome il y aura formation de carbures spéciaux de type $(Fe, Cr)_7C_3$ et $(Fe, Cr)_{23}C_6$ [22].
3. Il tend à stabiliser le domaine ferritique où avec des teneurs croissantes, il diminue progressivement le domaine de la phase gamma qui au delà de 20% Cr environ disparaît complètement. Par exemple, une fonte de type 2% C - 30% Cr reste ferritique jusqu'au solidus et sa microstructure est par conséquent constituée d'une cémentite au chrome noyée dans une matrice de ferrite (figure 1. 2) [23] [8].

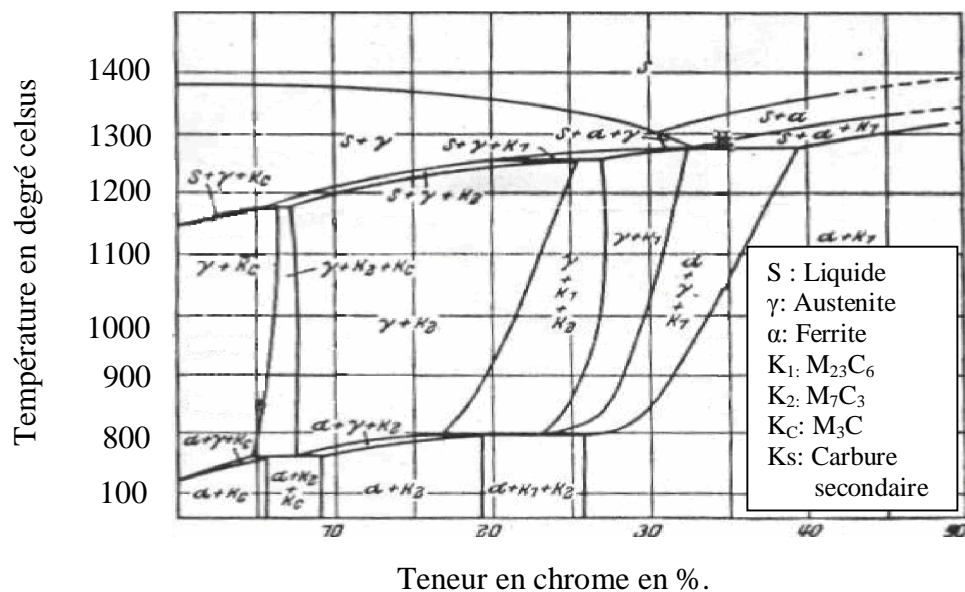


Figure 1. 2 : Coupe à 2% de carbone du diagramme ternaire Fr-C-Cr.

4. Diminue la composition en carbone de l'eutectoïde et augmente la température eutectoïde [24], ce qui correspond à une augmentation de la température de trempe, laquelle est encore accrue par la faible mise en solution des carbures de chrome, beaucoup plus lents à se dissoudre que la cémentite M₃C [8].
5. La teneur en chrome de la matrice augmente avec la teneur en chrome de l'alliage et se stabilise à un seuil et à un niveau d'autant plus grand que le rapport Cr/C [8] de l'alliage est plus grand ce qui donne finalement une austénite chargée en éléments de carbone et chrome, d'où une bonne trempabilité (figure 1. 3)

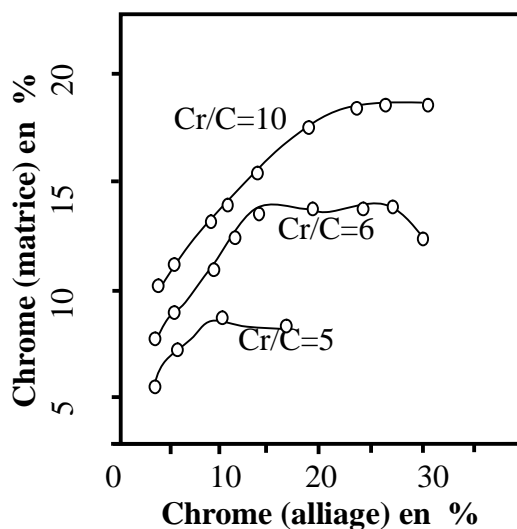


Figure 1. 3 : corrélation entre la teneur en Cr de la matrice et celle de l'alliage [8].

6. Le rapport Cr/C ainsi que la vitesse de refroidissement influent directement sur le type de la matrice obtenue [8] :

- Avec un bas rapport Cr/C et une faible vitesse de refroidissement, on obtient une structure perlitique.
- Un rapport Cr/C élevé associé à un refroidissement accéléré entraînera la formation d'une structure austénitique.

La figure 1. 4 illustre l'effet de ces deux facteurs sur la microstructure résultante d'une fonte déstabilisée à 1000° C pendant 20 mn et alliée à 17.5% de chrome [20].

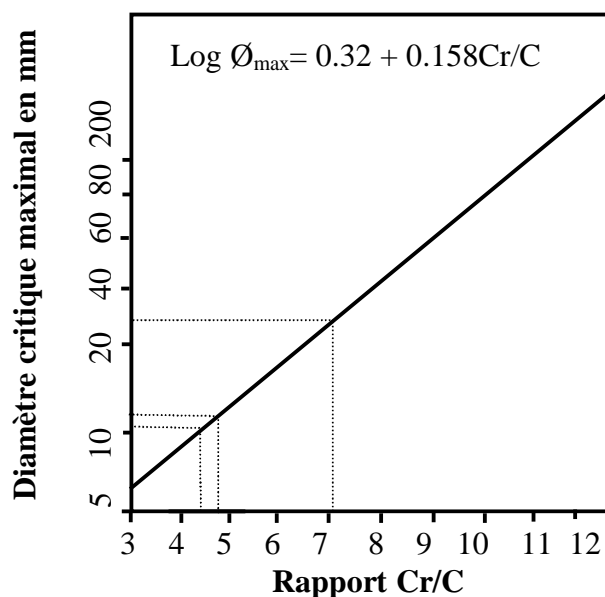


Figure 1. 4 : Relation entre le diamètre critique maximal et le rapport Cr/C permettant d'éviter la formation de la perlite [20].

7. Pour des concentrations plus élevées et afin d'éviter que le chrome réagisse avec la silice du réfractaire du four ($2\text{Cr} + \text{SiO}_2 \leftrightarrow 2(\text{CrO}) + \text{Si}$), il est préconisé de débuter la fusion par une teneur en chrome de 5 à 10 % et atteindre jusqu'à 30% par addition finale [25] (juste avant la coulée).

1.5 Influence des éléments d'addition sur les alliages Fe-Cr-C

Bien que, la concentration en chrome de la plupart des fontes blanches est élevée (11% à 30%), la distribution en cet élément est toujours limitée. Par exemple, dans une fonte à 28% de Cr et 3.2 % C, la concentration du chrome dans la matrice n'est que 12.5% le reste se trouve lié avec le carbone. Ce comportement justifie le recours à d'autres additions d'éléments d'alliage dans le but d'améliorer la trempabilité de la matrice en particulier dans le cas des pièces à parois épaisses. Les éléments chimiques les plus utilisés sont le molybdène, le nickel, le cuivre, ces éléments doivent être très bien contrôlés au cours de l'élaboration car [20] :

- A des faibles teneurs, ces éléments ne permettent pas la suppression de la transformation perlitique.
- Par contre à des teneurs élevées, ces éléments d'alliages mènent à des coûts de fabrications excessifs et favorisent la stabilité de l'austénite.

Molybdène

Ajouté à des teneurs comprises entre 0.5 et 3.5%, le molybdène permet d'éviter la formation de la perlite. Il augmente la trempabilité des fontes alliées au chrome et joue le rôle d'inhibiteur de la précipitation des carbures secondaires au cours des traitements thermiques. Il affecte peu le point Ms. Cet élément est relativement cher. Dans certains cas, il est remplacé partiellement ou complètement par des combinaisons de nickel, cuivre et de manganèse [8] [20].

Nickel et Cuivre

Par effet de synergie, ils permettent d'augmenter l'efficacité du molybdène. Ils sont utilisés à des teneurs inférieures à 2%, améliorent la trempabilité et retardent la formation de la perlite. Le nickel accroît la solubilité du Cu et tous deux se trouvent toujours dissous dans la masse de la matrice, l'élévation de leur concentration réduit la dureté et améliore la résilience des fontes alliées au chrome [8] [20].

Manganèse

C'est un élément gamagène fortement carburigène qui tend à stabiliser l'austénite. Il a peu d'effet sur la matrice et comme le nickel et le cuivre, il contribue à la suppression de la perlite dans la microstructure des fontes alliées [8] [20].

Silicium

Il est ajouté à une teneur max de 1%. A des concentrations supérieures, il favorise la formation de la perlite et diminue la dureté de la matrice. Il se trouve complètement dissous dans la matrice tout en réduisant la solubilité du carbone. Il élève le niveau du point Ms. A des teneurs variant de 1.5 à 2% il facilite le traitement cryogénique. Pour atténuer son effet perlitisant, on ajoute une proportion suffisante de Ni [18] [20].

Additions spécifiques

Il s'agit du V, W, B. Ces derniers sont ajoutés dans le but de modifier la morphologie des carbures eutectiques ainsi que pour augmenter la trempabilité des fontes alliées au chrome [20].

1.5.1 Tendence de partition des éléments d'addition

La tendance des éléments d'addition à former des carbures ou à se dissoudre dans la matrice est estimée par le coefficient de partage donné par la formule ci-dessous:

$$S_r(x) = \%x \text{ carbure} / \%x \text{ matrice} \quad [20].$$

Avec x est la concentration des éléments chimiques dans la matrice ou dans les carbures.

L'étude de la distribution des éléments chimiques dans la matrice des fontes au chrome par la microsonde électronique permet de déterminer le coefficient $S_r(x)$ de la plupart des éléments chimiques. Le tableau 1. 3 présente l'analyse de quatre nuances de fonte blanche. On remarque que les fortes valeurs de $S_r(x)$ correspondent au carbone et au chrome, leur dissolution est donc trop faible dans la matrice des fontes. Les valeurs de zéro de $S_r(x)$

sont déterminées pour les éléments Si, Ni, Cu. Ces derniers se trouvent complètement dissous dans la matrice [20].

Tableau 1. 3 : Coefficient de partage de certaines nuances de fonte blanche alliée au chrome [20].

Nuance	Coefficient de partage $S_r(x)$						
	C	Mn	Si	Ni	Cu	Mo	Cr
15Cr - 3Mo - 3C	5.4	1.3	0	0.23	-	-	4.8
18Cr - 2.2C	6.2	1.2	0	0	0	-	4.3
20Cr - 2Mo - 1Cu - 3C	6.1	1	0	0	0	2.2	4.5
29Cr - 3C	8.8	0.8	0	0	0	-	4.6

L'analyse par microsonde électronique permet également de déterminer les variations de la composition chimique (ségrégation) des diverses austénites qui se forment :

- Soit au cours de la solidification au sein du métal liquide (sous forme de dendrite).
- Soit à la température d'eutexie (autour des carbures eutectiques).

Cette ségrégation entraîne des hétérogénéités de structure qui se traduit par :

- Chute de la trempabilité et remontée du point M_s dans les zones appauvries en carbone et en éléments d'alliage.
- Présence de bainite et parfois même une structure lamellaire ferrite/carbure $M_{23}C_6$ d'origine eutectoïde [26].

La figure 1. 5 présente la distribution des éléments chimiques d'une fonte à 18% Cr-2.8% C, [26]. Le profil de cette courbe est le même que ceux relevés dans le cas des fontes Fe-Cr-C élaborées industriellement à savoir :

- La teneur apparente du fer atteint 80% en poids dans la matrice et 30 à 40% dans les carbures eutectiques.
- Le chrome a un profil inverse à celui du fer, sa teneur apparente est de 50% à 55% dans les carbures et 9% à 12% dans la matrice.
- Avec un profil similaire que celui du chrome, le carbone se concentre au bord de la dendrite par rapport au centre. Un appauvrissement en carbone très marqué apparaît le long du carbure eutectique.
- Le molybdène se partage entre les carbures et la matrice dans un rapport qui est de l'ordre de 3 à 7 suivant les zones observées.
- Le manganèse, en sa totalité se lie avec le carbone pour former des carbures durs.
- Les éléments tel que Si, Ni, Cu, P, S sont rejetés dans l'austénite eutectique lors de la croissance des carbures M_7C_3 .

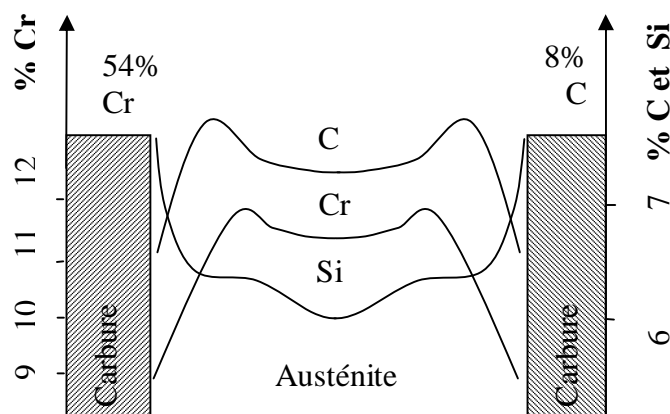


Figure 1. 5 : Profil de répartition des éléments C, Cr et Si dans une dendrite [26].

1.5.2 Formation des carbures eutectiques

Le chrome est un élément carburigène qui tend à influencer la structure des carbures eutectiques. Au delà de 10% à 12% de chrome, le carbure eutectique M_3C est remplacé par le carbure M_7C_3 . Pour les deux types de carbure, l'augmentation du chrome favorise l'élévation

du volume des carbures et renforce leur dureté. La formule empirique ci dessous donne une estimation approchée du volume de carbure que peut contenir une telle nuance de fonte alliée au chrome et ce en tenant compte que de la concentration du chrome et du carbone [20].

$$CV = 12.33\% C + 0.55\% C r - 15.2.$$

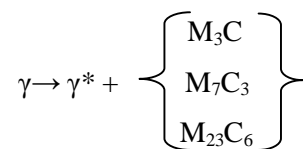
Avec l'élévation progressive de la teneur en chrome, les carbures $M_{23}C_6$ commencent à apparaître. Entre 18% et 30% Cr et de 2% à 2.7% C, le carbure $M_{23}C_6$ tend à remplacer le carbure M_7C_3 [20].

1.6 Traitements thermiques des fontes blanches alliées au chrome

1.6.1 Trempe

Au niveau industriel, la trempe des fontes alliées consiste à réchauffer les pièces entre $900^{\circ}C$ et $1060^{\circ}C$ pour un temps de maintien de 1 à 6 h. A cet intervalle de température, il y a précipitation de carbures secondaires dans la matrice de l'alliage, réduisant ainsi la teneur en éléments d'alliages dissous dans la matrice, et particulièrement le carbone.

L'appauvrissement de l'austénite en éléments d'alliage élève la température M_s [27], ce qui donne après refroidissement une transformation de la matrice en martensite. Avec un refroidissement à l'air comprimé il est possible de produire une matrice totalement martensitique, les réactions possibles au cours des traitements thermiques sont :



Où γ^* est une austénite résiduelle pauvre en éléments d'alliage. Le type et la quantité de carbure qui se forme dépendent de la composition chimique de la matrice et de la température de trempe. Dans les conditions pratiques, la proportion de l'austénite résiduelle est de l'ordre de 35%. Cette quantité dépend de plusieurs facteurs à savoir [20] :

- La teneur en carbone et en éléments d'alliage.
- Température et temps de traitement thermique.
- Epaisseur des pièces.

Les carbures eutectiques sont inertes, ils ne sont pas donc affectés par les traitements de déstabilisation de l'austénite [28].

Le traitement thermique à haute température augmente la solubilité du carbone dans la matrice ce qui diminue la tendance à la précipitation des carbures secondaires et abaisse le point Ms. Le résultat sera donc une grande quantité d'austénite résiduelle et la fonte obtenue sera moins dure [20].

A basse température de trempe, la dissolution du carbone dans la matrice est plus faible. Les carbures secondaires précipitent en grande quantité, la martensite qui se forme sera donc plus pauvre en carbone et relativement moins dure [20].

La température optimale permettant d'avoir une dureté maximale, peut être déterminée par plusieurs essais de traitements thermiques. La figure 1. 6 est un exemple de courbe obtenue pour une fonte blanche à 15% Cr - 3% Mo. Celle-ci illustre la différence de structure et de dureté en fonction de la température de trempe, où on remarque que la dureté maximale correspond à une température optimale égale à 1025° C. Cette température est proportionnelle à la concentration de la fonte alliée en chrome [20].

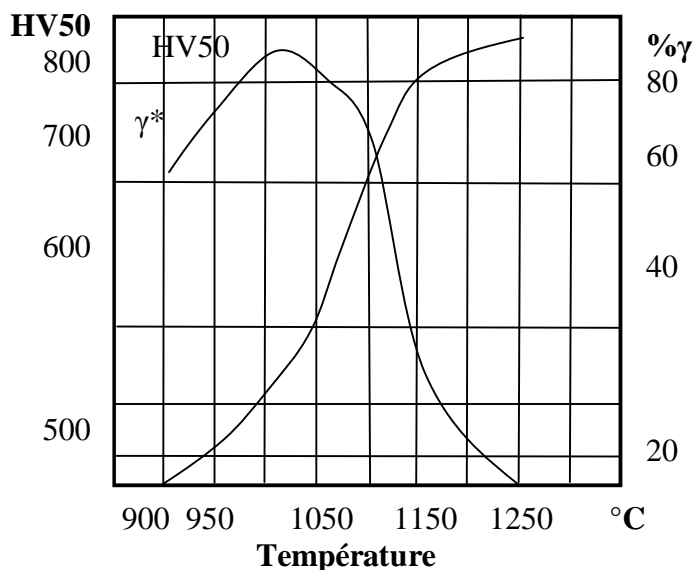


Figure 1. 6 : Influence de la température de trempe sur la dureté et la quantité d'austénite résiduelle.

1.6.1.1 Précipitation des carbures secondaires

C'est la précipitation des carbures secondaires qui épuise la matrice des éléments d'alliage et déstabilise l'austénite, ce qui donne lieu après refroidissement à une matrice essentiellement martensitique. Le type de carbure qui se forme dépend de la composition chimique de la fonte, par exemple à une teneur de chrome supérieure à 25%, les carbures de type $M_{23}C_6$ se précipitent sous forme de fins bâtonnets, et entre 15% et 20% de chrome les carbure de type M_7C_3 se forme en bâtonnets et plaquettes. Si le rapport Cr/C est élevé les carbures se précipitent entre les dendrites, par contre s'il est faible ils se précipitent préférentiellement à côté des carbures eutectiques.

L'étude de la cinétique de précipitation des carbures secondaires révèle que cette dernière se déclenche dès la première minute du traitement. L'augmentation de la durée de maintien favorise le grossissement des particules des carbures secondaires et élève leur quantité dans la matrice. Un temps de traitement élevé de l'ordre de 300 min par exemple, augmente fortement la fraction de surface occupée par les particules de carbure et réduit leur nombre. Lors du traitement à basse température $850^{\circ}C \div 1050^{\circ}C$, la fraction de surface occupée est de l'ordre de 9.5 à 12 %, par contre elle est de 2% pour une fonte blanche à bas pourcentage de carbone traitée à $1150^{\circ}C$ [20].

1.6.2 Revenu

Après le traitement de trempe, le taux d'austénite résiduelle est au minimum égal à 35%. Si on veut réduire cette proportion d'austénite résiduelle, le traitement de revenu permet la transformation de cette austénite au niveau désiré. Ce traitement est réalisé entre une température 200° C et 600° C.

Les principales réactions qui se produisent sont :

- Précipitation des carbures secondaires $M_{23}C_6$.
- Transformation eutectoïde $\gamma \rightarrow \alpha + \text{carbures alliés}$.
- Formation de la perlite ($\alpha + M_3C$).

La réaction de précipitation des carbures secondaires est généralement préférée. Cela permet de transformer l'austénite résiduelle et produit la formation de la martensite après refroidissement. Les réactions ci-dessus, dépendent du temps, de la température de la composition chimique et de l'histoire thermique du matériau à traiter.

La température optimale du durcissement secondaire dépend de la quantité et de la stabilité de l'austénite résiduelle. Avec un faible taux d'austénite résiduelle, on aura la martensite qui sera revenue. Cela est dû à la grande quantité de martensite formée qui, associée à l'expansion volumique, tend à stabiliser mécaniquement l'austénite et inhibera sa transformation. L'augmentation de la quantité d'austénite résiduelle favorise localement le durcissement secondaire des alliages traités, et la température de durcissement secondaire augmente avec la quantité d'austénite résiduelle.

L'addition d'un élément gammagène tel que le manganèse favorise la stabilité de l'austénite ce qui réduit la tendance au durcissement secondaire par la réduction de l'austénite résiduelle transformée en martensite au cours du traitement de revenu. Le molybdène est parfois ajouté afin d'améliorer le durcissement de l'alliage et augmente la température de durcissement maximale. La précipitation des carbures de molybdène contribue aussi au durcissement secondaire du matériau [20].

1.7 L'abrasion dans l'industrie minière

L'abrasion est un phénomène de dégradation imposé par la nature et le milieu des opérations d'exploitation des mines et gisement des différentes matières premières [29]. Le matériel utilisé se frotte de plus en plus avec les roches et les agrégats qui sont généralement composés de silice (l'abrasif le plus dur de la nature). Pour cela, le but d'améliorer la résistance à l'usure abrasive de certains matériaux ferreux est considérée comme une option stratégique, et ce afin de réduire le coût de fabrication des produits miniers (cément, minerais).

1.7.1 Les différents modes de l'abrasion

La majorité des termes utilisés pour décrire les différents modes d'usure par abrasion sont inspirés par les opérations d'extraction et de traitement de minerais [5]. Dans notre cas, nous nous limiterons donc à définir ceux en relation avec ce domaine d'application.

1.7.1.1 Abrasion par glissement

Comme son nom l'indique, elle survient quand les particules abrasives se déplacent avec une faible force normale sur les pièces usées, le résultat étant la formation de minuscules rainures sur la surface des pièces (figure 1. 7) [5] [30].

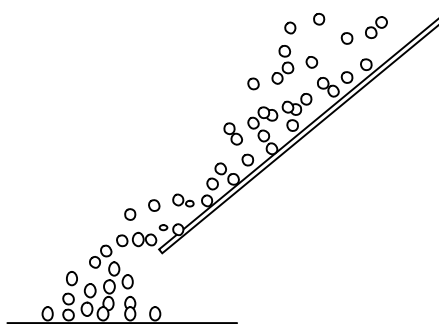


Figure 1. 7 : Abrasion par glissement (égratignage).

1.7.1.2 Abrasion par broyage à grande intensité (meulage)

A la différence du cas précédent, les forces appliquées sont assez élevées pour écraser les particules abrasives. Habituellement ces forces sont appliquées dans une situation à trois

corps où les particules sont coincées entre deux surfaces mobiles. Par exemple les plaques de blindage et boulets de broyage dans l'industrie minières et cimenteries [5] [10] (figure 1. 8).

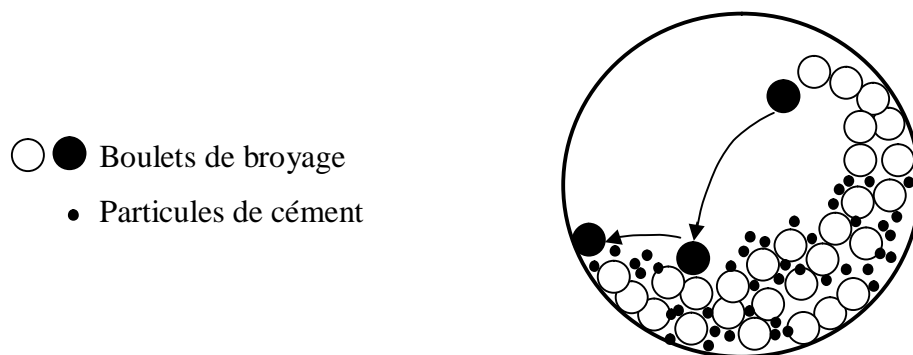


Figure 1. 8 : Représentation schématique de l'abrasion par broyage à grande intensité (meulage) [31].

1.7.1.3 Abrasion par gougeage

Dans ce cas, le matériau abrasif attaque la surface d'usure et dégrade celle-ci par choc et par coupe. De larges fragments de métal pouvant mesurer même 2 à 5 mm de large sont arrachés. Cette action d'abrasion des matériaux peut même porter le copeau au rouge au moment de son arrachement. Ce type d'usure intervient dans les broyeurs giratoires et à mâchoires. L'attaque peut se faire soit par vitesse lente (dents de pelles, lames de scie, niveleuses) ou à vitesse élevée (marteau de broyeurs) [10] (figure 1. 9).

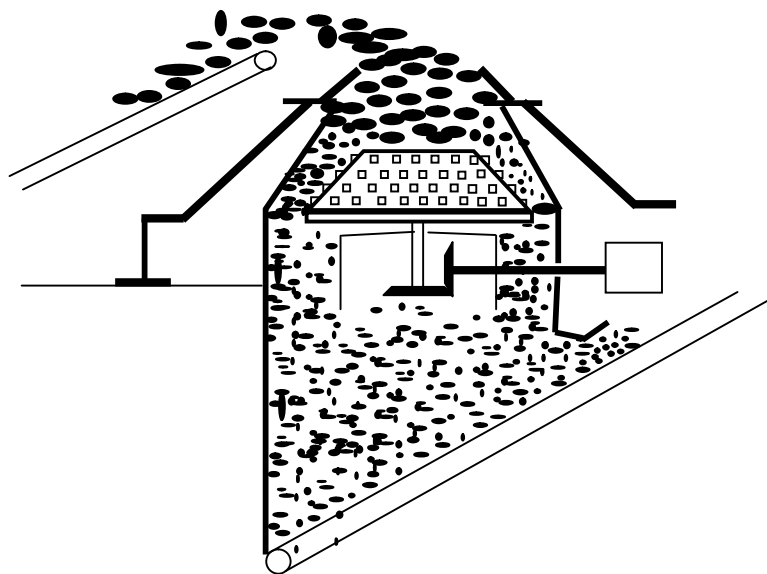


Figure 1. 9 : Représentation schématique de l'abrasion par gougeage dans un broyeur giratoire [4].

Ces catégories représentent les différents types rencontrés dans les trois phases de traitement de minerai et fabrication des ciments qui sont [5] :

1. L'extraction.
2. Transport (convoyeurs, chutes).
3. Broyage et concassage.

1.7.2 Les mécanismes de l'usure abrasive

Lors du glissement des particules abrasives, l'interface est soumise à des contraintes concentrées aux différents points du matériau, selon les caractéristiques géométriques [32], et physico-chimiques du contact étudié, les particules peuvent détériorer une surface suivant trois mécanismes :

1. Par formation de rainure, cas où les particules ont des faces aiguës et tranchantes comme un couteau. La matière est repoussée à l'avant et se termine par arrachement et détérioration de la surface. Si le matériau est fragile, ce mécanisme se complique par la formation de fissures [5] [33] (figure 1. 10, figure 1. 11).

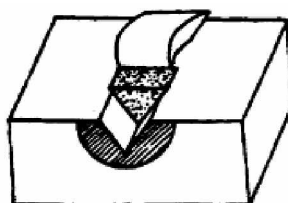


Figure 1. 10 : Usure abrasive par coupe [33].

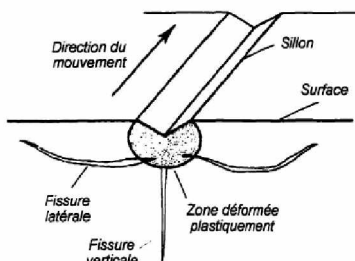


Figure 1. 11 : Usure abrasive par coupe dans un matériau fragile (croissance de fissure latérale) [33].

2. Par déformation, c'est le cas des matériaux ductiles ou les particules creusent des sillons et forment des bosses adjacents, le matériau est continuellement déplacé. Avec l'usure successive, et juste à côté des rayures antérieures, il y aura arrachement de matière [5] (figure 1. 12).

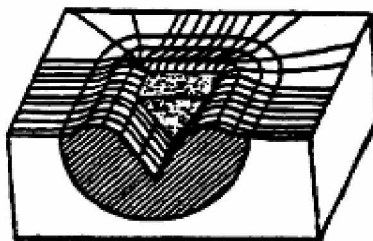


Figure 1.12 : Usure abrasive par déformation [33].

3. Par écaillage, sous l'effet des contraintes engendrées par les particules excédant les tensions critiques de propagation de fissures, de gros débris d'abrasion se produisant à la surface du matériau. Ce mécanisme d'abrasion est limité aux matériaux fragiles (figure 1. 13).

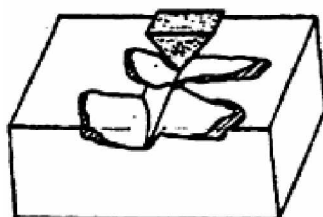


Figure 1. 13 : Usure abrasive par écaillage [33].

Dans le cas pratique, ces effets peuvent se manifester simultanément, avec des intensités variables selon les paramètres qui peuvent exister.

1.8 Facteurs affectant la résistance à l'abrasion des fontes blanches alliées en chrome

1.8.1 Influence de la composition chimique

Pour les métaux ferreux, le carbone est l'élément qui a le plus d'influence sur le comportement à l'usure, sa combinaison avec d'autres éléments d'alliage (Cr, Mn, Mo, V, W) donne lieu à des carbures de plus en plus durs (M_2C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$).

Les figures 1. 14 et 1. 15 montrent des exemples d'usure de fontes alliées au chrome en fonction, respectivement de la teneur en carbone dans le cas d'un broyeur à mâchoire et sous des essais de frottement de fontes alliées au chrome - vanadium contre un acier recouvert d'oxyde de fer Fe_2O_3 .

En dehors du carbone et des éléments carburigènes, d'autres éléments interviennent tels que le silicium qui doit être limité pour éviter la fragilité des pièces. Par ailleurs, comme il réduit la trempe, il est préférable de le maintenir au dessous de 0.7%.

Le phosphore est généralement limité aux plus basses valeurs. Des essais ont montré que même à un taux de 0.5%, le phosphore n'a pas amélioré la résistance à l'usure.

Enfin, le bore peut avoir deux effets : un durcissement des carbures et la formation possible de graphite à l'interface carbure matrice, ce qui favorise la tenue au frottement abrasif [34].

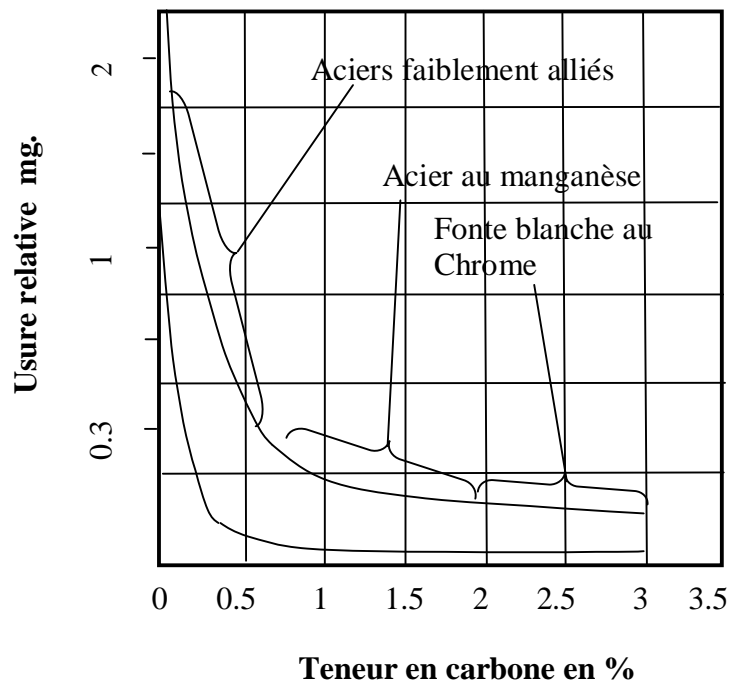


Figure 1. 14 : Abrasion relative en fonction de la teneur en carbone pour des matériaux ferreux (Test fait avec un broyeur à mâchoires) [34].

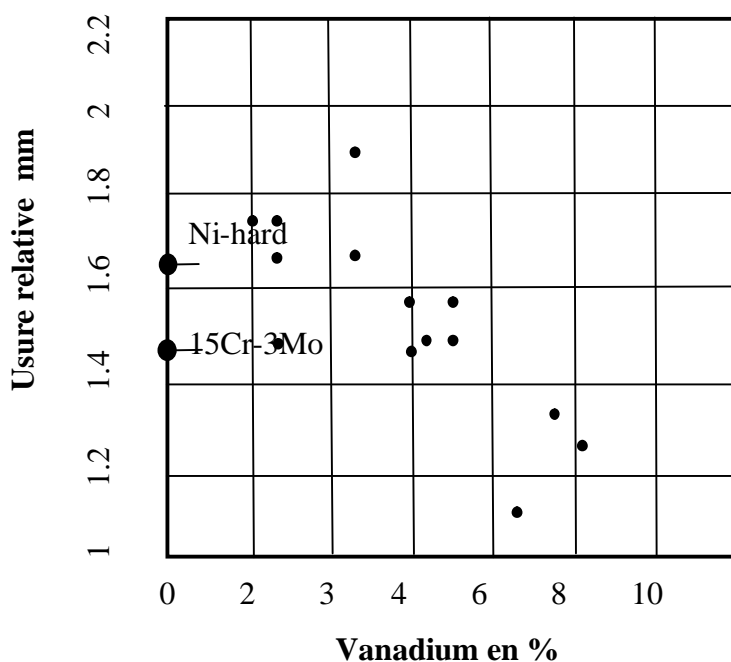


Figure 1. 15 : Usure abrasive en fonction de la teneur en vanadium pour des essais de frottement métal contre oxyde de Fe_2O_3 [34].

1.8.2 Influence de la microstructure

1.8.2.1 Effets des carbures

En fait, la composition chimique n'intervient pas seul, il faut surtout tenir compte de la quantité, de la répartition de la forme et du type de carbure, pour pouvoir prévoir le comportement des matériaux.

La figure 1. 16, montre l'influence du pourcentage des carbures dans les fontes blanches à haute teneur en chrome à matrice austénitique. De cette figure on remarque que la résistance à l'abrasion diminue légèrement quand le pourcentage de carbure augmente, dès que les carbures primaires apparaissent, la résistance à l'abrasion augmente fortement mais décroît aussi rapidement quand la quantité de carbure primaire dépasse une certaine proportion. Ceci est dû au fait que les carbures M_3C et M_7C_3 sont susceptibles de se fissurer selon une série de plan de clivages parallèle au plan d'usure. Les carbures massifs hypereutectiques sont néanmoins fragiles et ne peuvent être que défavorables pour la tenue à l'usure par impact [34].

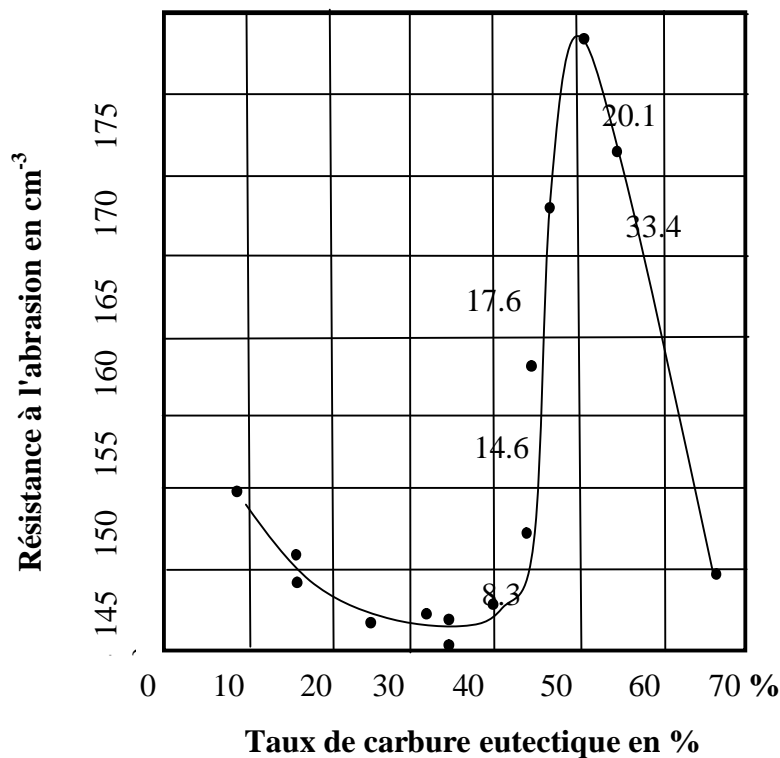


Figure 1. 16 : Influence du taux de carbures en volume sur la résistance à l'abrasion (Les valeurs sur la courbe représentent le taux de carbures primaires) [21].

1.8.2.2 Effets de la matrice

La matrice joue elle aussi un rôle important face à l'abrasion. En effet, différents alliages ayant la même quantité de carbures ne présentent pas la même résistance à l'usure. La figure 1. 17 montre ce phénomène pour les différents types de matrices obtenues par traitements thermiques, l'essai d'usure était effectué sur des boulets de diamètre de 50 mm dans un broyeur de laboratoire rempli à 70% de sable pendant une durée de 200 heures.

On remarque sur cette figure que, pour une même composition chimique de fonte alliée au chrome les structures martensitiques présentent des performances supérieures à celles des structures austénitiques et perlitiques [35].

La résistance à l'usure $1/k$ était déterminée en fonction du rapport de la dureté de l'abrasive sur celle de la matrice, $k = (\varnothing_0 - \varnothing) / t$ où \varnothing_0 est le diamètre initial des boulets, \varnothing est le diamètre des boulets après essai, t représente la durée de l'essai en heures.

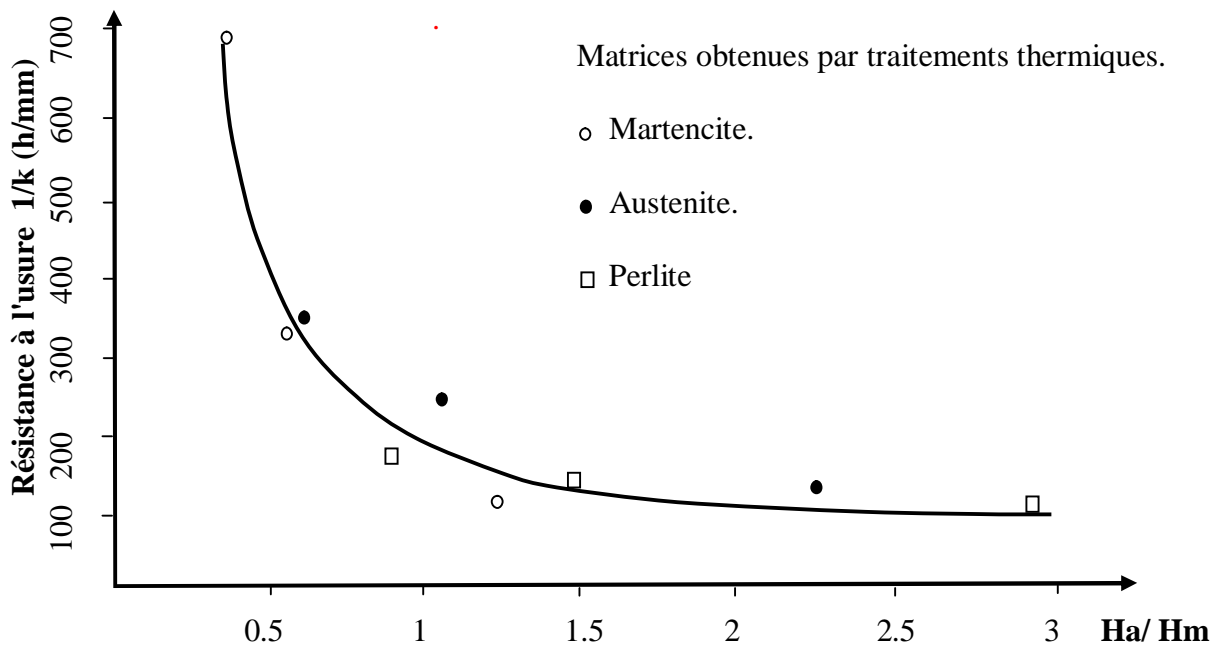


Figure 1. 17 : Influence du rapport de dureté de l'abrasive Ha (quartz) et de la matrice Hm sur la résistance à l'usure d'une fonte à 18% Cr, 2.96% C, 1.5% Mn et 0.96% de Si. [35]

1.8.3 Dureté

L'idée de relation entre l'usure et la dureté de pièces métalliques, a été admise pour les métaux purs et les aciers recuits, L'expérience a toujours montré que l'usure était directement proportionnelle à leur dureté. Cette observation a été vérifiée par la mesure de la perte de masse d'une pointe du matériau testé appliqué à un papier abrasif [36].

Mais pour les matériaux complexes tels que les fontes alliées et les aciers de compositions chimiques complexes, l'usure peut prendre des formes très différentes et la dispersion des points est plus grande parce que la dureté n'est qu'une moyenne des duretés des différentes phases composant la microstructure : elle ne tient pas compte des mécanismes plus au moins complexes qui ont lieu à cette échelle [36].

La figure 1. 18 illustre de manière très nette ce point. Il s'agit d'essais comparatifs réalisés sur trois types de fontes alliées (tableau 1. 4). On remarque que ces fontes offrent tous trois la même résistance à l'usure par impact, alors que leurs duretés sont respectivement de 680HV, 615HV et 465HV [34].

Tableau 1. 4 : Composition chimique des fontes correspondant à la figure 1. 17 [34].

Nuance	Composition chimique					
	C	Si	Mn	Cr	V	Ni
A	3.54	0.74	3.22	0.95	7.5	1.6
B	3.41	0.73	1.08	1.05	5	4
C	2.96	0.71	0.74	14.9	8.5	–

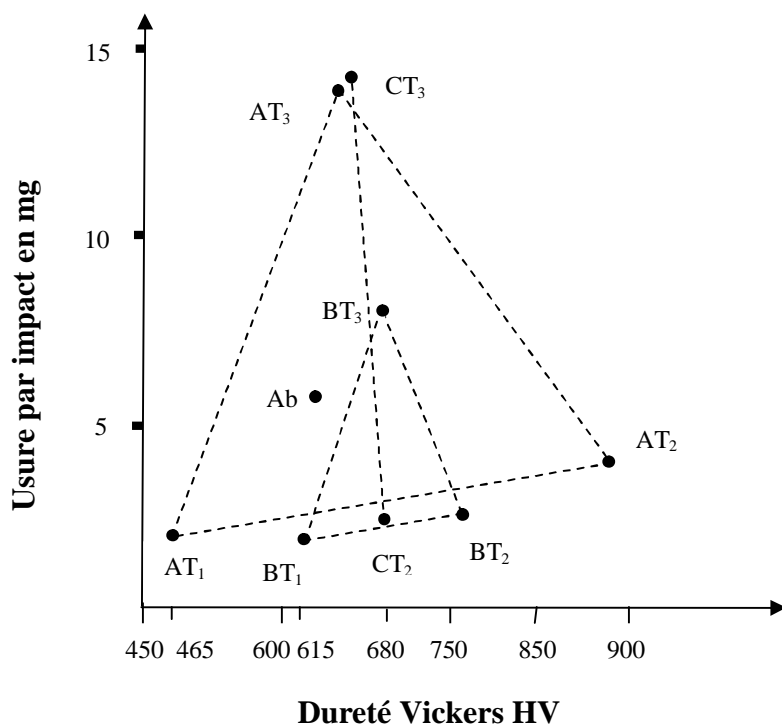


Figure 1. 18 : Usure par impact (perte de masse en mg) en fonction de la dureté de trois fontes alliées (tableau 1. 4) [34].

Ab : Etat brut de coulée de la nuance A.

T₁ : Traité à 1000° C pendant 6 h et refroidissement à l'air libre pour les alliages A et B.

T₂ : Traité à 850° C pendant 6 h et refroidissement à l'eau pour les alliages A, B et C.

T₃ : Traité à 850° C pendant 6 h et refroidissement à l'eau puis revenu à 550° C de deux heures de maintien pour les fontes A, B et C.

1.8.4 Ténacité

Un autre facteur qui vient de s'ajouter aux critères d'évaluation et choix d'un matériau, est que certaines pièces auront à subir une abrasion combinée à des impacts plus au moins importants, situation particulièrement observée dans le cas des corps broyants des ciments et des minerais. La tendance d'un matériau à se détériorer par écaillage et rupture prématurée doit donc être réduite. Or, c'est ce qu'on appelle la ténacité qui gouverne la gravité de ces phénomènes.

La recherche d'un compromis entre la dureté et la ténacité lors de la mise au point et le choix d'un matériau est très nécessaire pour la majorité des cas industriels et ce dans le but d'offrir un meilleur rapport de résistance au type d'abrasion qu'il aura et la ténacité nécessaire à ces fonctions. La figure 1. 19 illustre l'effet de ces deux paramètres contraires, dont il apparaît clair que la ténacité a un impact important pour les matériaux fragiles.

1. Si la charge imposée est sous le seuil critique de propagation des fissures, le comportement du matériau est indépendant de la ténacité de sorte qu'une augmentation de la dureté entraîne une plus grande résistance à l'abrasion.
2. Si la charge appliquée sur le matériau dépasse le seuil critique il est souhaitable d'avoir une meilleure ténacité afin d'éviter le mécanisme de fragmentation, même si cela requiert une diminution de la dureté.
3. Si la sévérité de l'usure s'intensifie en raison d'une charge plus importante ou d'une augmentation de la grosseur des particules ou de l'utilisation de particules plus angulaires, une ténacité plus élevée sera nécessaire pour conserver une résistance à l'abrasion optimale [20].

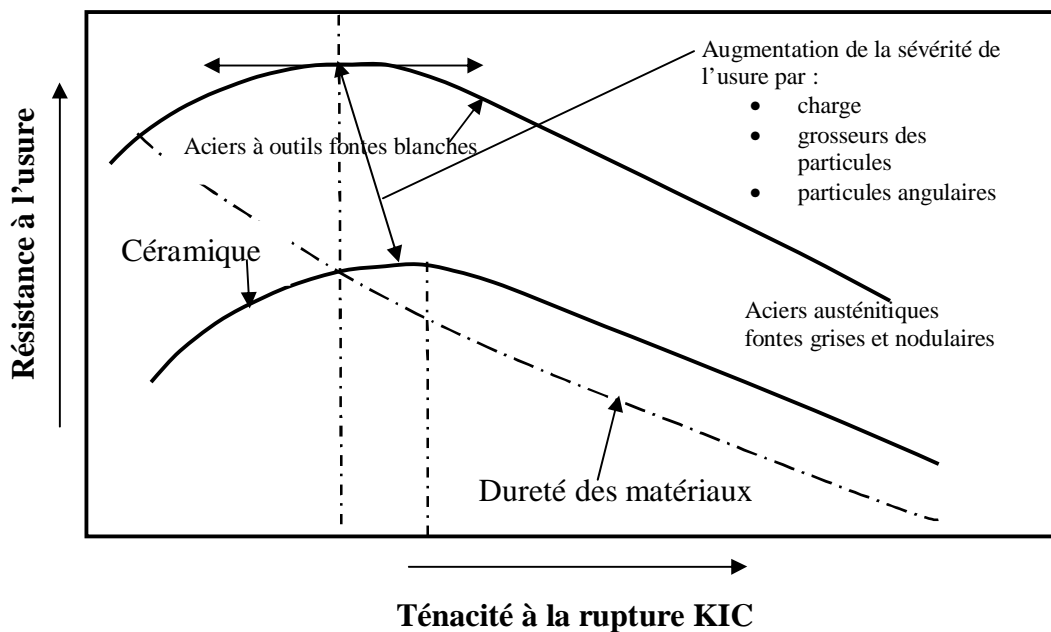


Figure 1. 19 : Effet de la ténacité sur la résistance à l'abrasion des matériaux [33].

1.9 Résistance aux chocs des fontes blanches alliées au chrome

Le plus souvent, les pièces d'usure sont soumises non seulement à l'usure par abrasion mais également aux chocs, d'où la nécessité de chercher un compromis entre ces deux propriétés souvent en opposition entre elles [34].

Pour le concassage et le broyage, la fiabilité d'un matériau est déterminée par l'aptitude de celui-ci à supporter sans rupture les chocs mécaniques répétés [19]. Pour une pièce donnée, la microstructure qui est le résultat de la composition chimique choisie au départ et l'histoire thermique de la pièce au cours de son élaboration sont en effet les paramètres essentiels à considérer lors de la réalisation des pièces mécaniques devant travailler à l'abrasion par chocs.

1.9.1 Influence de la microstructure sur la résistance aux chocs

Plusieurs études ont conclu que la résistance aux chocs des fontes blanches alliées au chrome est tributaire de la quantité et la qualité des carbures résultant de la composition chimique de l'alliage ainsi que le type de la matrice obtenue sous diverses conditions de refroidissement.

1.9.1.1 Effets des carbures

En effet l'examen approfondi de la surface de rupture dans les deux types de matrice (austénitique et martensitique) a révélé l'existence d'une grande proportion de carbures eutectiques par rapport à la surface externe. Cela reflète la nature fragile des carbures eutectiques, qui favorise le développement des fissures dans les pièces mécaniques. L'augmentation de la quantité de carbures fait automatiquement réduire le volume de la surface de la matrice entre ces carbures, ce qui aura comme conséquence pour les deux types de matrice une dégradation de la ténacité des pièces mécaniques [20].

En revanche, la réduction de leur proportion dans la microstructure, l'affinement de leurs dimensions, l'augmentation de la distance entre les particules de carbures ainsi que la sphéroïdésation de leur forme, améliorent nettement la résistance aux chocs des fontes alliées au chrome [37]. La composition chimique, le régime de refroidissement dans le moule des pièces ainsi que Les traitements thermiques ont un rôle déterminant sur l'ensemble de ces caractéristiques, à titre d'exemple certains éléments chimiques tel que le bore [9] et le titane [15] contribuent (addition séparée) à l'amélioration de la finesse des carbures eutectiques. L'optimisation des conditions de traitements thermiques permettent d'agir sur la répartition et la forme des précipités de carbures secondaires, le traitement de détention à basse température contribue également à l'amélioration de la ténacité des fontes alliées au chrome et ce toute en gardant de meilleures propriétés de dureté et d'usure [8].

1.9.1.2 Effets de la matrice

Pour ce qui est de l'effet du type de la matrice, une structure à matrice austénitique est en réalité moins résistante aux chocs mécaniques répétés, car la matrice austénitique tend à se transformer dans la surface externe en martensite. L'expansion volumique qui accompagne la formation de la martensite, produit des contraintes de compression au niveau des surfaces ce qui engendre des tensions de contrainte interne, favorisant ainsi la fissuration des carbures eutectiques et l'écaillage des surfaces des pièces en service. Dans le cas des boulets de broyage travaillant aux chocs mécaniques répétés, le phénomène d'écaillage est dû à la superposition des contraintes hertziennes au cours du contact par chocs et les contraintes résiduelles présentes dans les boulets [20] [38].

1.9.2 Essais de résistance aux chocs

Deux méthodes de mesures représentatives du phénomène de rupture sous l'effet d'une sollicitation dynamique ont été défini et normalisés pour application à l'échelle industrielle, il s'agit de la méthodes Charpy et IZOD (éprouvette en barreau ou parallélépipède).

Le tableau 1. 5 présente les résultats de la résistance aux chocs effectués sur des barreaux de Ø 22 mm x 120 mm cassés sur pendule Charpy. La perte de masse présentée dans ce tableau est mesurée sur un dispositif de test d'usure par frottement sur un cylindre recouvert d'oxyde ferreux. La pesée est réalisée après 5000 tours [39].

Tableau 1. 5 : Résistance aux chocs et perte de masse en fonction de la microstructure et la composition chimique de certaines nuances de fonte blanche alliée [39].

Composition chimique en %								Microstructure	Résistance au choc en daj	Perte de masse en mg
C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Cu			
3.6	0.65	0.71		16.1		6.34		Sorbite + VC + M_7C_3	1.14	9
3.79	0.72	3.45	2.73	0.4				Sorbite + Austenite + Fe_3C	1.61	15.25
3.49	0.76	2.34		2.57	0.7			Perlite + Martensite + Fe_3C	2.36	19.25
3.44	0.51	0.58	4.25	1.4	0.23			Martensite + Austénite + Fe_3C	1.23	23.25
3.18	0.76	3.14			0.21		0.88	Perlite + Fe_3C	3.12	26.25
3.36	0.64	0.7	6.24	7.83				Austénite + Fe_3C	1.82	31
3.55	0.6	0.71		14.69	2.86			Austénite + M_7C_3	2.36	34

1.10 Domaines d'application des fontes blanches alliées au chrome

Depuis une cinquantaine d'année, les fontes blanches au chrome sont utilisées pour la coulée des corps broyants destinés pour l'industrie de cimenterie.

Cette industrie doit en effet disposer d'un matériau sûr, car les arrêts de production dûs aux incidents de casse des boulets ou leur usure prématurée sont généralement plus graves que les pannes mécaniques et ont des conséquences économiques importantes.

L'emploi des fontes blanches alliées au chrome ne cesse de croître par suite de :

- L'augmentation de la quantité des produits miniers extraits, en raison de la demande croissante en ciment et d'autre produit miniers.
- L'exploitation de gisement de plus en plus pauvre, ce qui nécessite le transport et le traitement d'énorme quantité de matière stérile pour le concassage, broyage, criblage et agglomération.
- La recherche du rendement des installations qui oblige à travailler avec des puissances et vitesse de plus en plus élevées d'où de forte sollicitations mécaniques qui seront appliquées sur les pièces en contact directe avec les matériaux abrasifs.

En Algérie par exemple, la consommation annuelle en corps broyants fabriqués en fonte blanche alliée au chrome et destiné pour les douze cimenteries existantes au niveau national (tableau 1. 6) [40] est estimée à 3500 tonnes. Un tiers de cette quantité est fabriquée au niveau de la fonderie de Tiaret, le reste est importé, soit 2300 tonnes, à un coût de 322 000 000,00 DA.

L'ensemble de ces cimenteries assurent la production de 10 millions de tonnes/an de ciment (95% du besoin national) [40]. Cette matière stratégique est destinée essentiellement pour les secteurs des travaux publiques et de construction des bâtiments.

Tableau 1. 6 : Cimenteries publiques au niveau national [40].

Groupe industriel	Cimenteries
ERCC	Sour El Ghozlane, Meftah et Raïs Hamidou
ERCO	Béni Saf, Zahana et Saïda
ECDE	Chlef
ERCE	Aïn Touta, Hadjar Soud, Hamma Bouziane, Tébessa, Aïn El Kebira

Ce matériau est également utilisé pour d'autres applications tel que :

- Palette d'usure pour machine de dessablage des pièces de fonderie.
- Pièce d'usure pour l'industrie de brique de construction.
- Fabrication des peintures.
- Cylindres de laminoir pour l'industrie métallurgique.
- Turbine pour le transport des boues.

CHAPITRE 2

METHODES EXPERIMENTALES

2.1 Introduction

Dans ce chapitre, nous présentons les différentes techniques expérimentales mise en œuvre pour la caractérisation des microstructures et des propriétés mécaniques des fontes alliées au chrome. Ces techniques expérimentales ont été séparées en trois familles :

- Les moyens d'élaboration et contrôle de la composition chimique.
- Les méthodes d'observation : microscopie optique, électronique et la diffraction aux rayons X.
- Les techniques de caractérisation mécanique : dureté, chocs, usure.

2.2 Elaboration des échantillons

2.2.1 Four de fusion

Les fontes alliées au chrome utilisées pour cette étude ont été élaborées au niveau de deux fonderies différentes :

1. Fonderie ALFET de Tiaret
2. Fonderie BCL de Beni Mered

Les fours utilisés au niveau de ces fonderies sont des fours à induction électrique à basse fréquence de capacité de 10 tonnes et de 2 tonnes respectivement, ils sont tous deux destinés pour la production en grande série.

Grâce au phénomène de brasage par induction magnétique, ce type d'équipement de fusion permet une bonne homogénéisation du métal liquide, ce qui permet d'obtenir des compositions chimiques précises et homogènes.

2.2.2 Analyse chimique

Les compositions chimiques des fontes alliées au chrome élaborées au niveau des deux fonderies, ont été contrôlées au niveau du laboratoire de la fonderie de POVAL de Berrouaghia et ce à l'aide d'un spectromètre d'analyse chimique de marque Philips Spectrométrie Emission PV 8050 (Figure 2. 1). Avec cette technique d'analyse l'échantillon à contrôler doit subir un polissage très soigné, après deux essais, l'ordinateur relié à l'appareil nous donne l'analyse des éléments chimiques des fontes élaborées.



Figure 2. 1 : Spectromètre d'analyse chimique.

2.2.3 Four de traitement thermique

Après contrôle visuelle et chimique des échantillons tel que reçus, une partie d'eux ont subit des traitements thermiques dans un four à moufle de type Héraeus type KS 120, muni d'une série de 24 résistances en silite (carbure de silicium). Cet équipement permet le chauffage jusqu' à des températures de 1200° C (figure 2. 2).



Figure 2. 2 : Four de traitement thermique.

2.3 Méthodes d'observation

2.3.1 Microscopie optique

Les observations métallographiques ont été faites à l'aide d'un microscope optique de type ZEISS Axiovert 40 MAT (Figure 2. 3), avec un grandissement qui varie de 100 à 1000x. Ce microscope est doté d'une caméra numérique reliée à un micro-ordinateur.

Dans cette étude la microscopie optique permet la caractérisation générale de l'aspect des microstructures, notamment la morphologie des carbures et leur répartition dans la matrice.

La préparation des échantillons a été réalisée selon les étapes suivantes :

1. Polissage grossier par meule et ce, en exerçant une pression aussi faible que possible afin d'éviter l'écaillage des surfaces.
2. Polissage à sec sur papier abrasif dont la granulométrie passait de 60 à 180.
3. Polissage de finition en utilisant la pâte d'alumine de 0.05 μm à 1 μm . Celle-ci était déposée sur un drap en feutre fixé sur un touret tournant à une vitesse de 1400 tr/min.

4. Rinçage sous un jet d'eau puis immersion des échantillons dans un mélange volatil (alcool et éther) et finalement évaporation de ce dernier par un jet d'air chaud.
5. Attaque au Villella modifié [18], cette solution chimique est composée des réactifs suivants :

- Chlorure ferrique : 2.5 g.
- Acide chlorhydrique : 2 ml.
- Acide picrique : 5 g.
- Alcool éthylique : 90 ml.



Figure 2. 3 : Microscope optique ZEISS.

2.3.2 Microscopie électronique à balayage

Pour compléter les observations au microscope optique nous avons utilisé un microscope électronique à balayage (M.E.B) de marque JEOL JSM 840A du laboratoire de génie mécanique de l'université de Bab Ezzouare.

2.3.3 Diffraction aux rayons X (DRX)

Nous avons utilisé un diffractomètre type XPERT PRO MPD du HCR de Ain Ouassera, équipé d'un goniomètre vertical Thêta / Thêta de rayon 240 mm et muni d'un tube à rayons X à anticathode de cuivre. Le détecteur interfacé est de type à gaz xénon. Les analyses par diffraction X ont été réalisées à 25° C au moyen d'un porte échantillon MPSS. Durant les analyses, l'échantillon est maintenu sans rotation.

Cette méthode permet l'identification des différentes phases cristallines présentes dans le matériau. La comparaison des couples (d_i , I_i) formés par les distances inter-réticulaires et les intensités relatives obtenues pour chaque raie se fait à partir du diagramme expérimental d'un fichier qui contient la liste de chaque phase répertoriée auparavant (fiches ASTM).

2.4 Caractérisation mécanique

2.4.1 Mesure de dureté et de microdureté

Les duretés des échantillons ont été mesurées à l'aide d'un cône en diamant (Rokwell C). Cette technique permet de comparer facilement et rapidement les propriétés mécaniques de différents états métallurgiques (brut et/ou traitée). Le nombre de mesures était au moins égale à cinq.

Les mesures de la microdureté de la fonte alliées au chrome ont été effectuées sur des surfaces polies au papier abrasif et une pâte d'alumine. Elles ont été réalisées avec un indenteur de type Vickers. Une masse de 50 g a été appliquée pendant une durée de 20 secondes. L'appareillage utilisé est un microduromètre type PRESI (DM2A) du laboratoire LTSM qui est équipé d'un écran pour permettre de positionner l'empreinte sur la phase désirée et par la suite mesurer le diamètre moyen des diagonales de l'empreinte qui est nécessaire pour déterminer HV à partir des tableaux appropriés au microduromètre en question. Les valeurs de microdureté obtenues résultent de la moyenne de cinq mesures (Figure 2. 4).



Figure 2. 4 : Microduromètre PRESSI.

2.4.2 Essai Charpy

Par analogie avec l'essai de choc normalisé pour les fontes grises (norme NF A 03-202), nous avons pratiqué des essais aux chocs sur des éprouvettes rondes de 22 mm de diamètre et 120 mm de longueur, usinées à partir de pièce brute de diamètre de 26 mm non entaillées et rompues par un mouton pendule Charpy de 5 kgm. La distance entre les appuis est de 100 mm. Le nombre d'échantillon par essai était de trois pour chaque état structural jugé intéressant.

2.4.3 Essai d'usure

Les essais d'usure ont été réalisés sur un dispositif type pion sur disque (figure 2. 8). L'appareil conçue au niveau du laboratoire LTSM et réalisé aux ateliers de la fonderie POVAL de Berrouaghia est constitué d'un mandrin permettant la fixation des éprouvettes du matériau en étude. Le plateau peut accepter des échantillons de diamètre variant de 20 mm à 70 mm. Dans notre cas, le diamètre est de 45 mm (figure 2. 5). Les échantillons ont subi une opération de rectification sur meule. Le pion utilisé était en fonte blanche alliée au chrome, trempé à l'eau et d'une dureté de 66 HRC.

2.4.3.1 Principe de fonctionnement de l'appareille pion sur disque

Le disque éprouvette (1) est animé d'un mouvement continu. Le mandarin (2) porte disque est relié par l'intermédiaire d'un système de courroie et poulie (3) à un moteur triphasé (4) autorisant des vitesses de rotation maximal de 92 t/min. l'asservissement est assuré par un variateur de fréquence (5).

Suivant la longueur du pion (6) et l'épaisseur du disque il faut rééquilibrer le bras (7) à l'aide du contre poids (8) avant la mise en charge.

Le chargement en effort normal est effectuée à l'aide des masses (9) placées sur le bras (7). La charge appliquée était égale à 6 kg.

Après la fin de l'essai, la différence de poids de l'éprouvette testée avant et après l'essai donne l'usure par perte de poids.



Figure 2. 5 : Dispositif d'essai d'usure type pion sur disque conçu par le laboratoire LTSM Blida.



Figure 2. 6 : Porte pion et pions en différents diamètres.



Figure 2. 7 : L'ensemble du porte pion.

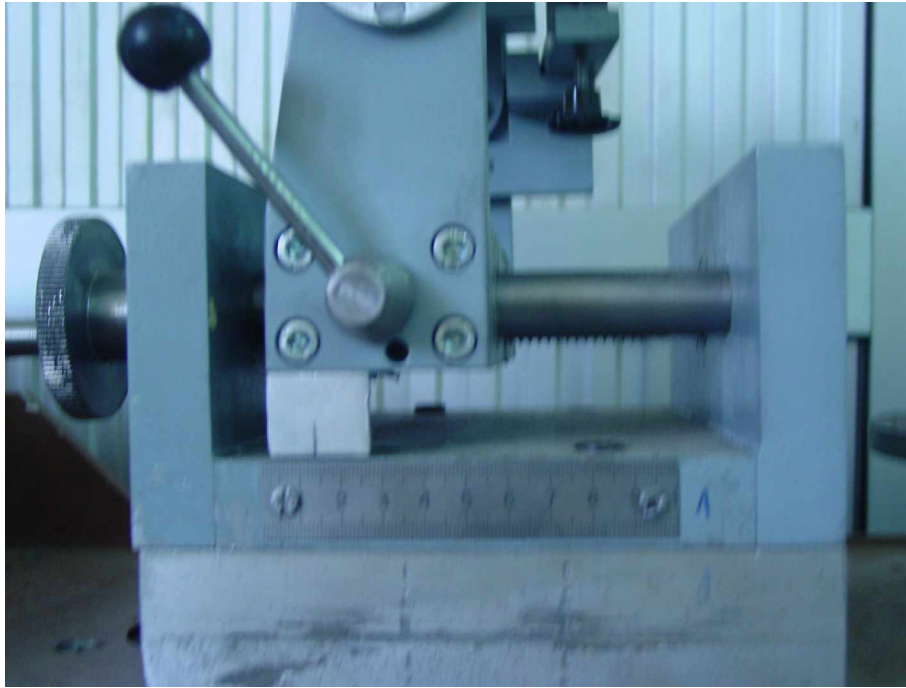


Figure 2. 8 : Réglette graduée pour régler l'avance du bras du dispositif.



Figure 2. 9 : Mandrin porte échantillon.

CHAPITRE 3

RESULTATS ET DISCUTIONS

3.1 Introduction

Dans ce chapitre nous présentons les résultats expérimentaux obtenus. Nous commençons par les résultats relatifs à l'étude de l'état brut de coulée des trois nuances de fontes alliées au chrome Cr10, Cr12, Cr15. Ensuite nous illustrons les résultats concernant l'étude de l'influence des traitements thermiques sur les propriétés de la fonte Cr15 (dureté, résistance aux chocs, résistance à l'usure et microstructure).

3.2 Elaboration

Pour la réalisation de la présente étude, nous avons élaboré trois nuances de fontes alliées au chrome dont la teneur en chrome était visée de 10% à 17%, avec une concentration en carbone inférieure à 2.8%. La teneur du reste des éléments chimiques était limitée pour l'ensemble des nuances coulées selon les limites ci-dessous :

Mn < 0.8 % Mo < 0.4 % Ni < 0.4 % Cu < 1 % Si < 1 %

Ce choix de compositions chimiques était justifié par les motivations suivantes :

1. Une teneur en chrome supérieure à 10% nous permettra d'avoir des nuances dont le type de carbure peut être soit un mélange de cémentite M_3C et carbure spéciaux M_7C_3 ou en majorité M_7C_3 .
2. Des faibles teneurs en carbone nous permettrons d'obtenir des nuances de fonte alliées au chrome moins carburées et donc moins fragiles.
3. Avoir une composition chimique homogène pour le reste des éléments chimiques.

La quantité d'éprouvette planifiée pour chaque nuance de fonte était :

- 24 barreaux bruts de 28 mm de diamètre et de 140 mm de longueur pour tester la résistance aux chocs.
- 30 disques de 40 mm de diamètre et de 15 mm d'épaisseur pour réaliser les essais de résistance à l'usure.
- 30 petits jets de 10 mm de diamètre pour le contrôle métallographique.

Le calcul du besoin en métal liquide, en faisant entrer les pertes au feu ainsi que l'effet de la mise en mille, était estimé à 300 kg.

Pour ce faire, on a sollicité les principales fonderies au niveau national à savoir la fonderie de Tiaret et la fonderie de BCL de Beni Mered et ce pour la coulée des éprouvettes selon les fourchettes d'analyse chimique mentionnées précédemment.

La fonderie de Tiaret est une fonderie spécialisée dans la fabrication des pièces coulées en fontes et aciers alliés. La grande partie de ces capacités est destinée pour la coulée des pièces en fonte alliées de 12% à 16% de chrome, la teneur en carbone maximale pour ces fontes est de 2.8%. Sur la base de ces données et suite aux contraintes de la non possibilité d'utiliser les fours - qui sont d'une capacité égale à 10 tonnes – pour la coulée de petites quantités de pièces, nous étions contraint pour la réalisation de notre étude, de commander une nuance de fonte à une teneur en chrome avoisinant la limite supérieure de la fourchette d'élaboration existante au niveau de cette fonderie.

Pour ce qui est de la fonderie de BCL de Beni Mered, cette dernière est équipée de deux fours à induction de capacité de 2 tonnes, cela nous a offert plus de flexibilité pour l'élaboration de compositions chimiques variables selon notre demande. Malheureusement la quantité de Ferro - chrome affinée à 99.99% que possède cette fonderie était insuffisante pour élaborer des fontes alliées à plus de 15% de chrome, cela nous a poussé à modifier notre cahier des charges et à se limiter à des concentrations de chrome inférieures à 15%, soit donc des fontes alliées à 10% et 12% de chrome, cela nous permettra d'étudier l'effet de la concentration du chrome dans les fontes alliées pour la fabrication des boulets.

3.2.1 Conduite de la fusion

Au niveau de la fonderie de Tiaret la conduite des fours se faisait par coulage alterné c'est-à-dire chargement du four après chaque coulée. Ce régime de travail permet une fusion plus rapide et moins coûteuse en matière de consommation d'énergie. Une fois que le métal chargé est totalement liquide, une opération de contrôle de la composition chimique est faite dans le but de procéder à des éventuelles corrections du bain liquide. Après la mise au point finale, le métal est surchauffé pendant quelques minutes à une température égale à 1550° C, cela permettra la formation d'un laitier plus pâteux et facile à décrasser. Une plus haute température de surchauffe risque de créer plusieurs défauts tel que : porosité, piquûre et grossissement des carbures eutectiques [41]. A la température de surchauffe, le métal est coulé dans des poches de capacité d'une tonne. Le décrassage de la poche était réalisé à l'aide d'un ringard métallique. La température de coulée dans les moules des éprouvettes est égale à 1480° C, température relativement élevée mais elle permet une bonne coulabilité du métal dans les empreintes des moules et d'éviter ainsi l'apparition des défauts de reprise sur la surface des pièces coulées.

La composition chimique des composants utilisés comme matière première dans cette élaboration est présentée dans le tableau suivant :

Tableau 3. 1 : Composition chimique des matières de fusion (ALFET Tiaret).

Matière	Composition chimique moyen en %								
	C	Si	Mn	Mo	Cu	Cr	Ni	S	P
Retour de fonte alliée	2.2	0.8	0.8	0.3	0.2	14	0.4	0.03	0.03
Ferrochrome affiné	–	–	–	–	–	99.99	–	–	–

Au niveau de la fonderie de BCL de Beni Mered, la conduite de la fusion commence par un chargement à froid d'une quantité de fonte en gueuse type Sorel. Cette matière permet un amorçage plus rapide de la fusion. Afin de réduire la concentration en carbone du bain liquide, il a été procédé à une addition suffisante en ferraille d'acier. Après fusion complète, le ferro chrome affiné était ajouté progressivement et ce afin de faciliter sa dissolution dans le bain et d'éviter son oxydation à la surface du métal liquide. L'addition a été faite en deux

reprises et ce afin d'obtenir du même bain du métal liquide les deux nuances de fontes blanches alliées à environ de 10% et 12% de chrome. Les conditions de coulée étaient les mêmes que celles appliquées au niveau de la fonderie ALFET de Tiaret. La composition chimique des matériaux de base utilisés pour l'élaboration de ces fontes est représentée dans le tableau 3. 2.

Tableau 3. 2 : Composition chimique des matières de fusion (BCL Beni Mered).

Matière	Composition chimique moyen en %								
	C	Si	Mn	Mo	Cu	Cr	Ni	S	P
Sorel fonte neuve	4.3	0.07	0.01	–	–	–	–	0.02	0.015
Retour de fonte alliée	2.2	1	0.8	0.4	1	16	0.6	0.03	0.03
Ferraille d'acier	0.4	0.5	0.8	–	–	–	–	0.035	0.035
Ferrochrome affiné	–	–	–	–	–	99.99	–	–	–

3.3 Résultats des analyses chimiques

Le tableau 3. 3 regroupe tous les résultats des analyses chimiques obtenus en deux fusions différentes. La variation de la teneur en chrome et (légèrement) la teneur en carbone constituent les différences essentielles entre les alliages élaborés, le reste des éléments chimiques sont du même ordre de concentration.

Tableau 3. 3 : Résultats des analyses chimiques.

Nuance	C%	Cr%	Si%	Mn%	Ni%	P%	S%	Cu%	Fusion
Cr10	2.35	10.29	0.87	0.56	0.2	0.0067	0.054	0.23	Fonderie BCL
Cr12	2.51	12.17	0.88	0.54	0.2	0.057	0.044	0.19	Fonderie BCL
Cr15	2.11	15.18	0.6	0.7	0.19	0.03	0.03	0.1	Fonderie de Tiaret

Les teneurs en carbone et en chrome situent ces fontes alliées dans le domaine hypo eutectique et ce, selon la projection de la surface de liquidus du système Fe-Cr-C (figure 1. 1)

3.4 Etude de l'influence de la composition chimique

3.4.1 Analyse microstructurale

3.4.1.1 Fonte alliée à 10% de chrome

La microstructure de la fonte Cr10 observée au microscope optique et montrée sur la figure 3. 1 révèle une morphologie de carbure moins dense. Avec un grossissement plus élevé (figure 3. 2) le réseau de carbure apparaît sous forme de fins bâtonnets. La matrice est constituée d'un mélange de martensite et d'austénite non transformée.

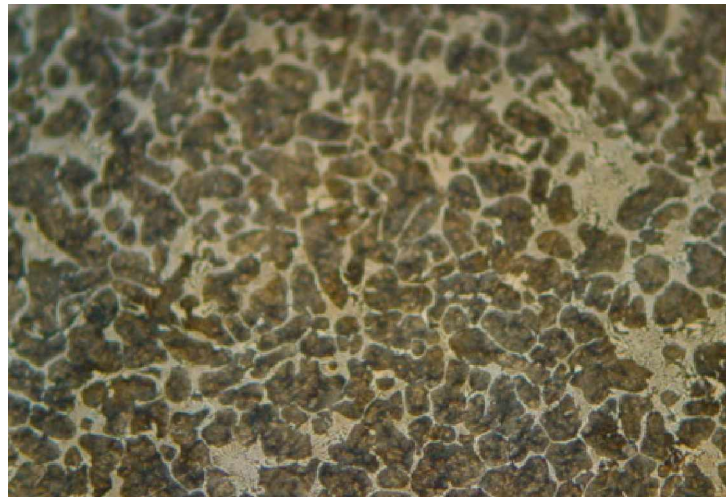


Figure 3. 1 : Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr10. 200x.



Figure 3. 2 : Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr10. 1000x

3.4.1.2 Fonte alliée à 12% de chrome

La fonte Cr12 (avec 2.52 %C) observée au microscope optique et représentée à la figure 3. 3 révèle que la solidification des carbures s'est produit sous forme d'un réseau orienté et entourant les grains d'austénite lors de la transformation eutectique. Par rapport à la nuance Cr10 l'augmentation simultanée de la teneur en chrome et du carbone a favorisé l'élévation du volume des carbures eutectiques. La matrice en contraste plus opaque (figure 3. 4) que la fonte Cr10 révèle un mélange constitué de martensite et peu de d'austénite non transformée.



Figure 3. 3 : Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr12. 200x.

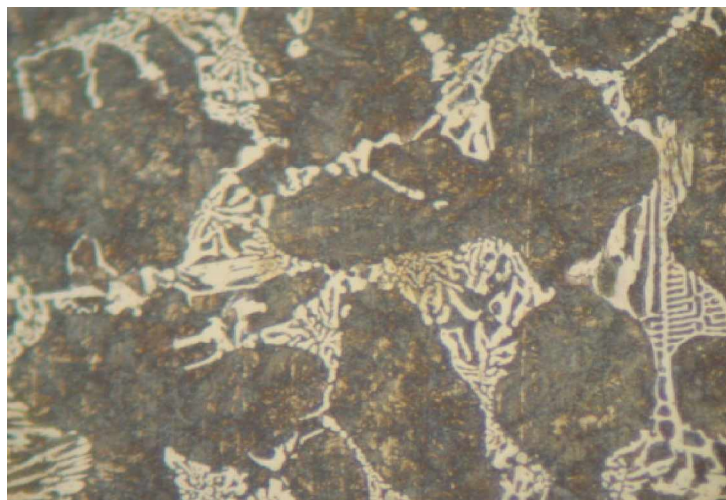


Figure 3. 4 : Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr12. 1000x

3.4.1.3 Fonte alliée à 15% de chrome

La figure 3. 5 représente l'observation au microscope optique de la fonte à 15% de chrome et 2.11 % de carbone. Celle-ci est constituée essentiellement de dendrites d'austénite. Avec un grossissement de 1000x (figure 3. 6), on observe l'existence d'une zone martensitique à l'interface carbure - austénite. Le réseau de carbure eutectique incrusté dans cette phase apparaît plus claire avec une morphologie plus fine et bien espacée, ce qui peut être considéré comme un indice de bonne qualité pour cette nuance de fonte.

Cette microstructure composée d'austénite de solidification peut s'expliquer par le fait que le chrome a toujours tendance à déplacer les courbes TTT vers la droite qui avec la vitesse de refroidissement (épaisseur = 10 mm) permet d'éviter la transformation en perlite ou en ferrite. D'autre part plus sa concentration dans la fonte est élevée et la teneur en carbone est faible (Cr/C réduit), plus est sa concentration dans la matrice est grande, Cela conduit, au cours du refroidissement, à de très faibles précipités de carbure secondaire et à l'abaissement du point Ms, la conséquence sera donc une forte proportion d'austénite non transformée.

A ce point, on note que la teneur en chrome de la fonte Cr15 reste encore faible pour que la transformation austénitique soit complètement supprimée. La coupe à 2% de carbone du diagramme ternaire Fe-Cr-C (figure 1. 2 du chapitre 1) montre que cette transformation, existe jusqu'à des concentrations de plus de 25% de chrome.

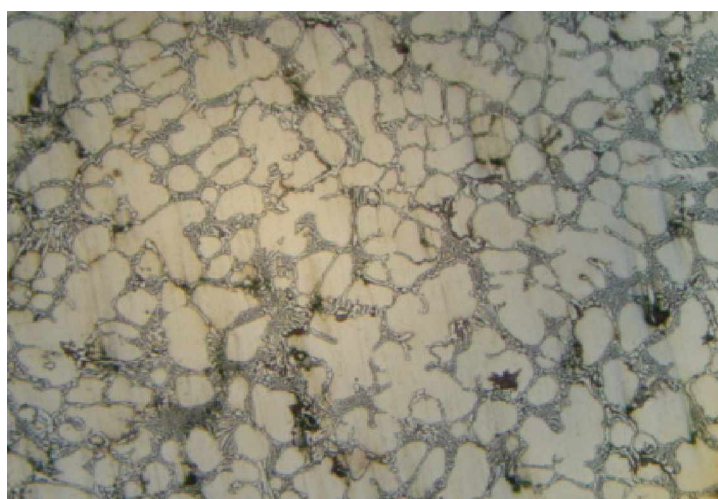


Figure 3. 5 : Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr15. 200x.

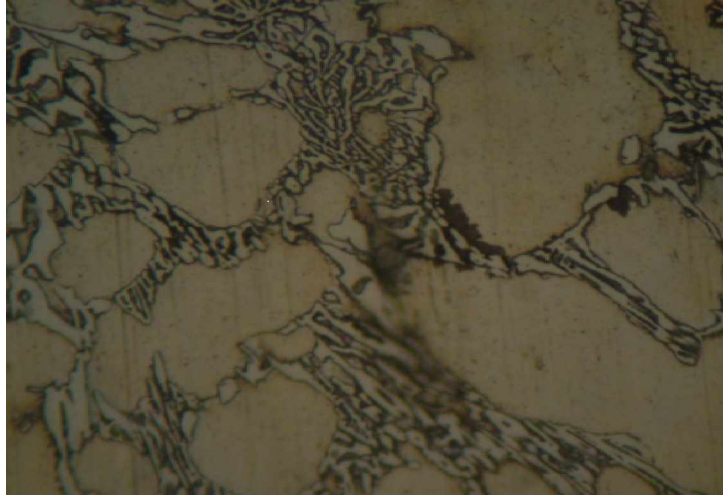


Figure 3. 6 : Microstructure de l'état brut de coulée de la fonte Cr15. 1000x

3.4.2 Propriétés mécaniques

3.4.2.1 Microdureté

Afin de caractériser la dureté des différentes phases observées par microscopie des fontes alliées au chrome, les échantillons ont été soigneusement poli aux papier à vert et pâte d'alumine. Une légère attaque au Villella a été appliquée pour révéler la microstructure. La charge appliquée lors des essais de microdureté est de 50 g. Cette valeur de charge était retenue car elle permet d'obtenir des empreintes de diagonale de l'ordre de 30 et 60 μm sur les échantillons. Cette taille d'empreinte est acceptable par rapport à la finesse des particules de carbures eutectiques notamment pour la nuance de la fonte Cr15 (figure 3. 6). Pour chaque phase de la microstructure, cinq mesures ont été effectuées, la dureté résulte de la moyenne de cinq mesures.

Les mesures effectuées sont présentées dans le tableau 3. 4. La dureté la plus élevée des matrices des microstructures (568 Hv) correspond à la nuance Cr12, alors que la plus grande valeur de dureté de la phase des carbures (975 Hv) appartient à la nuance Cr15.

Par rapport aux compositions chimiques on remarque que l'augmentation de la dureté des carbures est proportionnelle à la teneur en chrome, par contre celle de la matrice est fonction de la teneur en carbone.

Ce comportement peut être expliqué par l'effet de la teneur en carbone sur la quantité des précipités de carbures secondaires dans la matrice, lors du refroidissement, cela conduit au durcissement de la matrice de la fonte alliée au chrome. D'autre part la relation proportionnelle entre la teneur en chrome et la dureté des carbures eutectiques s'explique par la tendance du chrome à former des carbures plus dure et riches en chrome.

Ces résultats nous montre l'intérêt d'optimiser la concentration de ces deux éléments et ce on tenons compte des différentes sollicitations mécaniques et d'usure imposées sur les pièces mécaniques.

Tableau 3. 4 : Résultats des essais de microdureté HV50.

Phase	HV50 (matrice)					Moyenne	HV50 (Carbure)					Moyenne
Nbre d'essai	01	02	03	04	05		01	02	03	04	05	
Fonte												
Fonte Cr10	515	570	509	436	509	508	733	720	759	975	1128	863
Fonte Cr12	630	618	505	538	549	568	883	820	883	825	1120	906
Fonte Cr15	460	429	510	429	412	448	905	952	860	1132	1027	975

3.4.3. Résistance aux chocs

Les essais de résistance aux chocs ont été réalisés sur des barreaux non entaillés, cela permet d'augmenter la sensibilité de l'essai. Le nombre d'éprouvettes utilisées était de trois pour chaque nuance de fonte alliée au chrome.

La résistance aux chocs est une propriété intrinsèque au matériau qui permet de mesurer la faculté d'un matériau à résister aux contraintes pouvant initier ou provoquer la propagation des fissures.

Les résultats mesurés sont représentés dans le tableau 3. 5. On remarque que la variation de la résistance aux chocs est proportionnelle à la teneur en chrome. Cela s'explique par le fait que cet élément carburigène se trouve lié en sa majeure partie sous forme de

carbures M_7C_3 et son influence est beaucoup plus apparente sur la finesse et la répartition des carbures que sur leur quantité. Par ailleurs, et de point de vue de la métallurgie de rupture la morphologie des constituants durs existants dans les différentes microstructures a une influence plus importante que celle de la matrice, sur la résistance à la rupture des fontes alliées au chrome.

Tableau 3. 5 : Résultats des essais de résistance aux chocs.

Nuance	Résistance au choc daN
Cr10	1.3
Cr12	1.4
Cr15	1.7

En effet un réseau de carbure eutectique fin et dont les particules sont suffisamment espacées (figure 3. 6) a donné une meilleure résistance aux chocs (nuance Cr15). Pour la nuance Cr12 où la résistance aux chocs est intermédiaire, la disposition des carbures eutectiques (figure 3. 3) apparaisse, plus ou moins dense, sous forme arrondie en cristallisant autour des plages d'austénite. Ces observation sont moins évidents pour la nuance Cr10 (figure 3. 1) pour laquelle les carbures eutectiques ont une forme aciculaire plus favorable à la propagation des fissures à travers le réseau de carbure eutectique. La résistance aux chocs sera donc plus faible et ce malgré la faible dureté de ces constituants structuraux.

3.4.4 Essais d'usure

Avec les mêmes conditions opératoires, l'essai d'usure sur machine pion sur disque a été réalisé pour les trois fontes alliées au chrome, la charge appliquée était de 6 kg, la vitesse de rotation appliquée était de 92 t/min pendant une durée de 7 min.

Ce type d'essai permet la simulation de l'usure des boulets de broyage, où la perte de masse se produit sous haute contrainte par frottement des boulets entre eux [7].

La température au cours des essais était variable, on a remarqué un échauffement des échantillons par rapport au locale du laboratoire ($\sim 20^\circ \text{C}$). Cette augmentation de température

(~60° C à 80° C) est provoquée par la transformation en chaleur d'une partie de l'énergie cinétique créée par le système en frottement (pion sur disque). La température réelle en peau est donc à fortiori supérieur à 70° C.

L'usure d'un échantillon est caractérisée par la perte de masse en mg. Les échantillons sont pesés à l'aide d'une balance de précision de 10^{-4} avant et après chaque essai.

D'après les résultats de perte de masse mentionnés sur le tableau 3. 6, on constate que l' usure est croissante respectivement pour la fonte Cr10, vient après la fonte Cr12, et enfin la fonte Cr15 qui semble la plus résistante.

La teneur en chrome (figure 3. 7) et les microduretés des carbures eutectiques citées plus haut semblent confirmé ce classement. Cependant il faut souligner l'importance de la matrice, qui elle aussi participe à la résistance à l'usure. Selon ces propriétés elle permet de :

- Pour une microdureté plus élevée elle s'oppose mieux à la pénétration des particules abrasives.
- Si les contraintes d'usure sont suffisamment élevées, une matrice austénitique peut se transformer en martensite ce qui améliore nettement la résistance à l'usure.
- Une matrice riche en éléments chimiques permet la formation d'une grande quantité de fins précipités de carbures secondaires ce qui participe au durcissement de la matrice notamment si ces précipités sont moins distants entre eux.

Tableau 3. 6 : Perte de masse des fontes alliées au chrome.

Nuance	Perte de masse en mg
Cr10	7.5
Cr12	3.1
Cr15	2.7

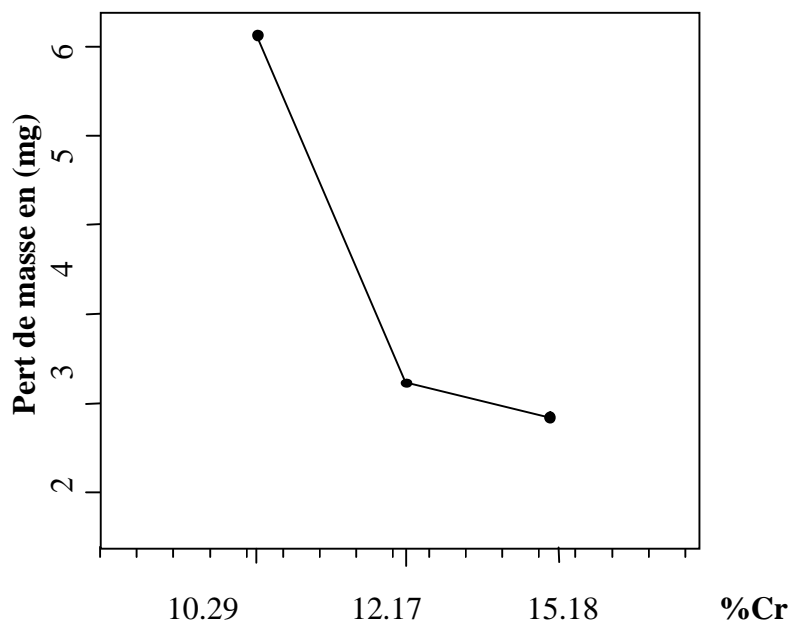


Figure 3. 7 : Perte de masse en fonction de la teneur en chrome des fontes alliées.

3.4.5 Conclusion partielle

Dans cette étude nous avons mis en évidence l'influence de la teneur en chrome et du carbone sur les différentes propriétés des fontes alliées au chrome (usure, chocs, dureté).

Cette étude faite, à l'état brut de coulée des fontes alliées au chrome, nous a permis de déterminer, qu'avec un rapport Cr/C élevé soit 7.19, on obtiendra une fonte à matrice essentiellement austénitique. La microstructure des fontes Cr10 et Cr12 est constituée d'un mélange de martensite et d'austénite résiduelle. Les propriétés du réseau de carbure eutectique ont joué un rôle déterminant sur le classement des trois nuances de fontes alliées au chrome.

Cependant, grâce à la microdureté et la fine dispersion des carbures eutectiques, la fonte à 15% de chrome et 2% de carbone a eu les meilleures propriétés d'utilisation de résistance à l'usure et de résistance aux chocs.

3.5 Etude de l'influence des traitements thermiques

Après avoir, révélé l'amélioration qu'on peut avoir avec une telle optimisation de composition chimique (teneur en carbone et principalement celle du chrome) sur la microstructure des fontes alliées au chrome où réellement les meilleures caractéristiques mécaniques étaient obtenues grâce aux propriétés des carbures eutectiques (finesse et microdureté), dans cette deuxième partie d'étude nous allons étudier l'influence des traitements thermiques sur la structure de la matrice. Cependant le réseau de carbure obtenu à l'état brut de coulée reste inchangé (inerte) à toute température de traitements thermiques et seul la matrice sera modifiée.

Pour la réalisation de cette partie d'étude, notre choix a été fait sur la nuance de fonte Cr15.

L'objectif visé par cette partie d'étude est double :

1. L'étude de l'incidence de la modification de la structure de la matrice sur la résistance à l'usure et la dureté de la fonte C15.
2. Détermination des microstructures optimales permettant d'améliorer d'avantage l'ensemble des propriétés mécaniques (dureté, usure, chocs) de cette nuance de fonte alliées au chrome.

Pour ce faire, une série de traitements de revenu a été appliquée pour deux types de microstructures :

- Une structure martensitique obtenue après une mise en solution à 900° C suivi d'un refroidissement à l'air comprimé.
- Une structure austénitique obtenue après une mise en solution à 1150° C suivi d'un refroidissement à l'air comprimé.

La caractérisation des états structuraux obtenus après traitements thermiques a été réalisée selon les étapes suivantes :

- Mesure de la dureté et la résistance à l'usure pour l'ensemble des éprouvettes traitées.
- Réalisation de l'essai de résistance aux chocs pour les microstructures présentant une dureté et une résistance à l'usure supérieure à celle de l'état brut de coulée.
- Etude métallographique poussée sur les microstructures intéressantes c'est-à-dire celles qui ont à la fois une dureté, une résistance à l'usure et une résistance aux chocs supérieures aux propriétés de l'état brut de coulée.

Cette démarche de travail nous a permis de faire d'énorme économie dans nos travaux expérimentaux, notamment en ce qui concerne l'usinage des éprouvettes de résistance aux chocs (consommation des outils d'usinage).

3.5.1 Mise en solution à 900° C

Une mise en solution à 900° C permet de réduire la quantité d'austénite résiduelle et d'obtenir une matrice martensitique avec un minimum de contraintes thermiques [42]. Après 2 heures de maintien, la teneur en carbone et la teneur en éléments d'alliages de l'austénite, combinées à la vitesse de refroidissement permettent d'obtenir une structure essentiellement martensitique.

En effet, la microstructure obtenue à cette température de traitement et montrée à la figure 3. 8 révèle la prédominance de la phase martensitique, la dureté mesurée après refroidissement était égale à 62 HRC.

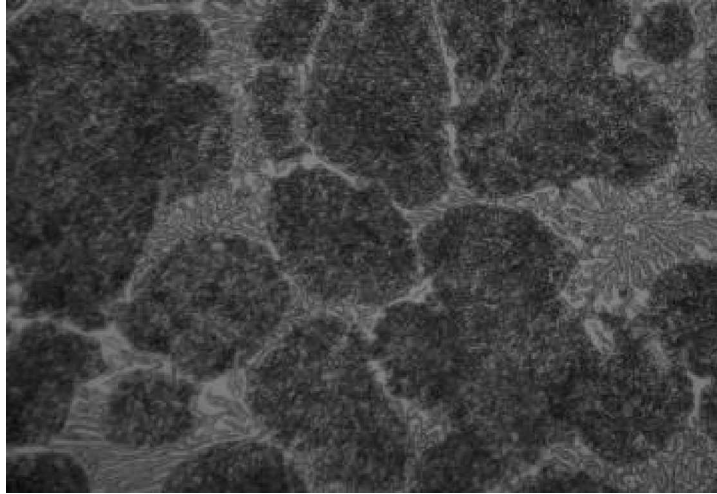


Figure 3. 8 : Microstructure après mise en solution à 900° C. 1000 x

3.5.2 Etude du revenu martensitique

La structure obtenue à l'état brut de trempe de la fonte est non seulement fragile mais elle est également en hors d'équilibre où la dureté et la microstructure ainsi obtenues peuvent évoluer au cours du service. Pour ces raisons le traitement d'austénitisation suivi d'une trempe est généralement accompagné par un revenu. Cela consiste à chauffer la fonte à une température variable, mais inférieure à la température A_{c1} , pendant un temps plus au moins important. Les deux paramètres temps et température contrôlent l'importance du retour vers l'état d'équilibre. Ce traitement permet d'améliorer la ténacité et d'ajuster les caractéristiques mécaniques de la fonte alliée au chrome convenant pour l'application envisagée.

3.5.2.1 Influence de la température de revenu martensitique

Après une mise en solution de 2h à 900° C et trempe à l'air comprimé, une série de revenus de 2 heures à des températures comprises entre 250° C et 700° C, après refroidissement à l'air calme, des essais de dureté et d'usure ont été entrepris pour l'ensemble des éprouvettes revenues.

3.5.2.1.1 Dureté

Le tableau 3. 7 regroupe les résultats de mesure de dureté des échantillons traités, qui sont aussi représentés sur la figure 3. 9.

De cette courbe on remarque :

- Un léger adoucissement entre la température ambiante et la température 250° C, cela montre que la matrice est peu affectée à basse température de revenu.
- A partir de 250° C la dureté diminue progressivement et ce jusqu'à la température de 400° C, après quoi elle tend à se stagner à 450° C et ce au lieu de chuter comme dans le cas des alliages Fe - C.
- Entre 450° et 500° C on assiste à un retard d'adoucissement, sans surcroît notable de la dureté, comme c'est le cas de certaines fontes alliées au molybdène ou au vanadium.
- Au delà de 500° C l'adoucissement reprend et la dureté s'abaisse à ces plus faibles valeurs soit 31 HRC à 700° C. Ce comportement qui est signe de formation de microstructures plus ductile, peut être exploiter pour améliorer la mise en œuvre (usinage) avant durcissement finale de certaines pièces d'usure.

Tableau 3. 7 : Essais de dureté en fonction de la température de revenu martensitique.

Température de revenu (° C)	Trempe à 900° C suivi d'un revenu de 2 h									
	250	300	350	400	450	500	550	600	650	700
Dureté HRC	56	53.2	47.2	38	41	46	43	35.2	31	31

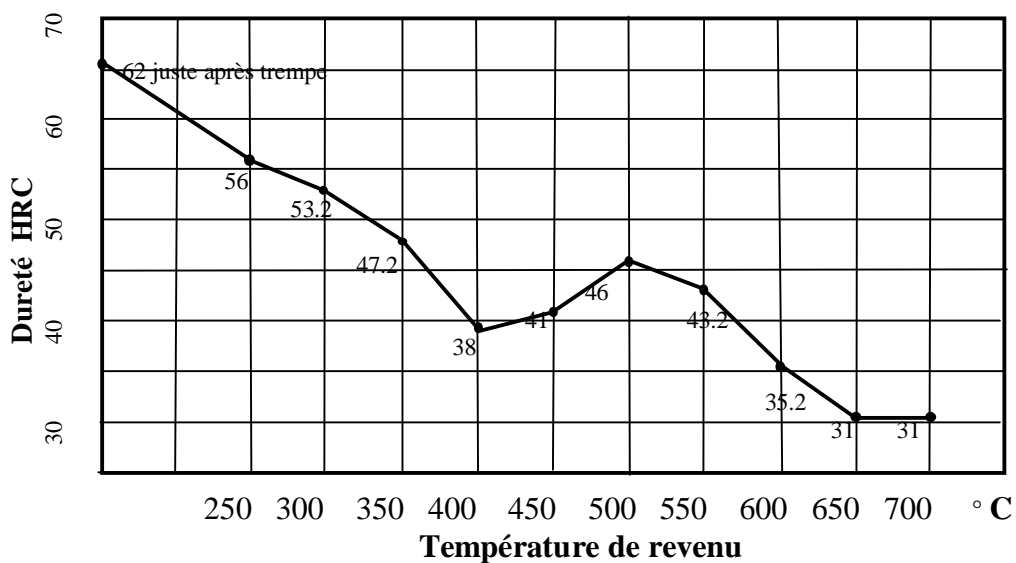


Figure 3. 9 : Essais de dureté en fonction de la température de revenu martensitique.

3.5.2.1.2 Usure

Les résultats obtenus sont présentés au tableau 3. 8 et illustrés sur la figure 3. 10. De ces mesures on remarque que les meilleures résistances à l'usure ont été enregistrées à basse température de revenu (250° et 300° C).

Au delà de 300° C la perte de masse est élevée, et semble être liée à la dureté, bien qu'ici à 650° et 700° C on ne devait pas trouver une grande différence de perte de masse.

Tableau 3. 8 : Perte de masse en fonction de la température de revenu martensitique.

Température de revenu (° C)	Trempe à 900° C suivi d'un revenu de 2 h									
	250	300	350	400	450	500	550	600	650	700
Perte de masse en mg	2.5	2.7	8.1	16.1	23.3	7.2	16.3	35.5	14.7	26.4

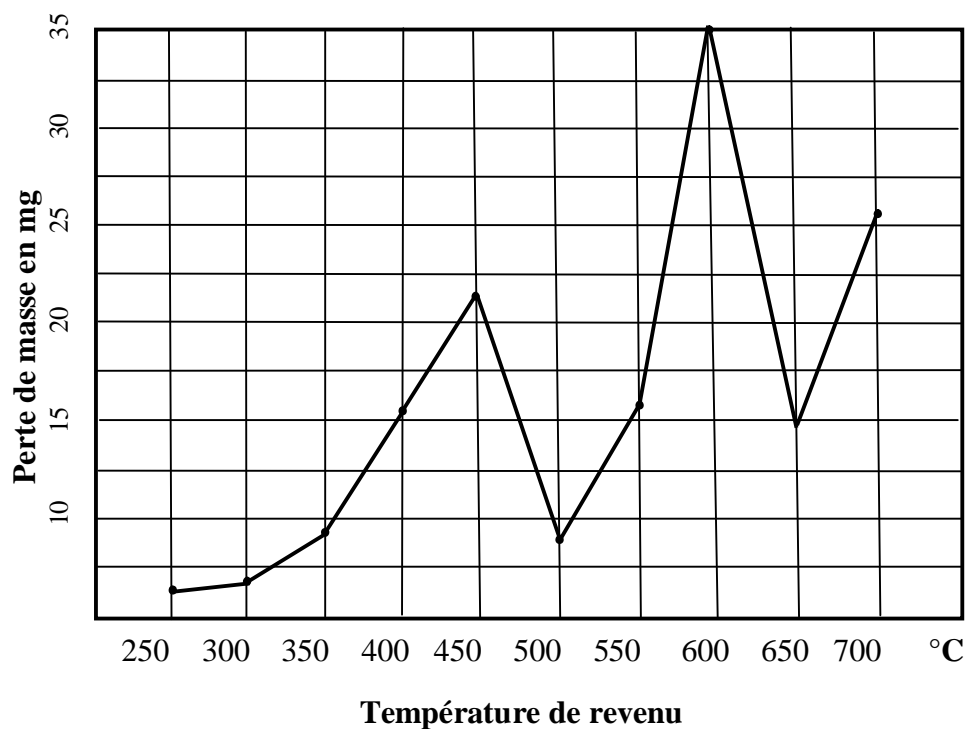


Figure 3. 10 : Perte de masse en fonction de la température de revenu martensitique.

3.5.2.2 Etude de l'influence du temps de maintien

Le revenu est un traitement basé sur un mécanisme de diffusion qui fait intervenir à la fois le temps et la température [17]. Le temps de maintien à une température donnée a une influence importante sur la relaxation des contraintes et le déclenchement des réactions au cours du revenu.

Généralement à basse température de revenu le temps de maintien peut être prolongé à plusieurs heures. Cela permet une relaxation maximale des contraintes thermiques. Et l'austénite résiduelle peut se transformer soit en martensite au cours du refroidissement [17] ou en bainite. Donc il peut exister un temps de maintien optimal qui permet d'obtenir dans les meilleures conditions économiques une meilleure ténacité et un niveau de dureté plus acceptable. Dans ce contexte on a voulu par l'étude de l'influence du temps de maintien sur la dureté et la résistance à l'usure, qui sont le résultat des évolutions de la structure de la matrice, de compléter les essais de revenu précédente par la détermination d'un couple temps température de revenu optimale.

Pour ce faire, nous avons choisi une température de revenu de 250° C (proche du point Ms [43]), A cette température les propriétés de dureté et de résistance à l'usure obtenues lors des essais précédentes étaient meilleures.

3.5.2.2.1 Dureté

Une série d'échantillons traitée à 900° C ont été mises en série à un traitement de revenu à 250° C. Pendant une durée total de 13 h, on a effectué un prélèvement périodique après la fin de chaque durée de traitement de revenu.

Les mesures de dureté HRC sont regroupées dans le tableau 3. 9 et représentées sur la courbe de la figure 3. 11.

De ces résultats, on remarque que le traitement à basse température de revenu et à des temps de maintien relativement élevés, n'altère pas la dureté. Au contraire, il permet de relaxer le maximum de contraintes internes des pièces mécaniques.

Donc pour toutes les périodes de maintien, la dureté est restée élevée (50 à 60 HRC). Le maximum de dureté est enregistrée après 8 h de maintien. Pour cette durée, la dureté est du même ordre de grandeur que celle de l'échantillon trempé à 900° C (62 HRC), mais avec moins de contraintes internes.

Tableau 3. 9 : Essais de dureté en fonction du temps de maintien à 250° C.

Traitement thermique	Trempe à 900° C. 2 h et revenu à 250° C							
Temps de maintien (h)	2	3	4	5	6	7	8	13
Dureté HRC	55.3	57	53	51.2	55	56	60.3	52

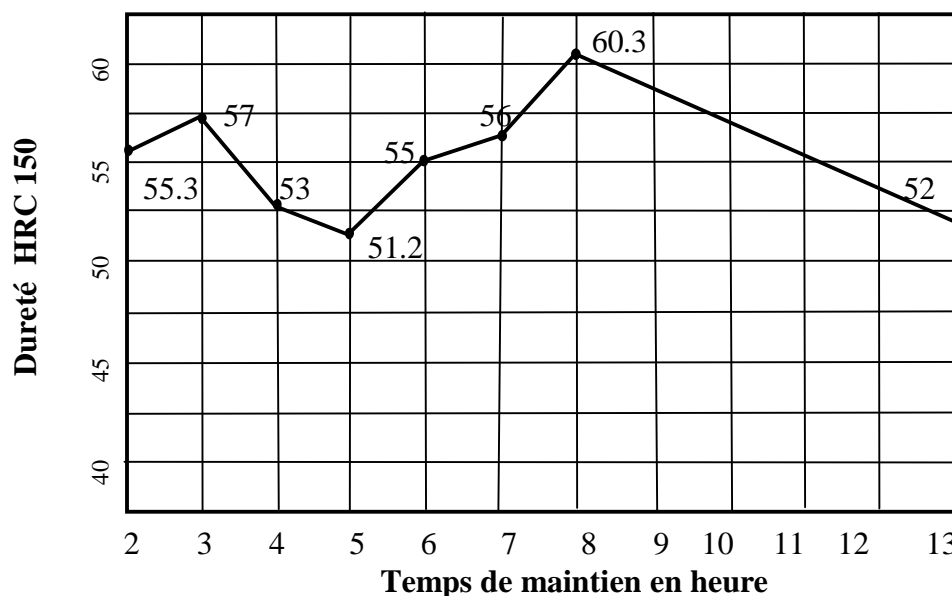


Figure 3. 11 : Essais de dureté en fonction du temps de maintien à 250° C après mise en solution à 900° C 2 h.

3.5.2.2.2 Usure

Du tableau 3. 10, on remarque que la plus faible perte de masse correspond à la plus haute dureté (60.3 HRC). La résistance à l'usure était peu affectée par le traitement de revenu à basse température. A priori ces résultats nous indiquent qu'il s'agit d'une microstructure apte à résister aux conditions d'usure abrasive les plus sévères. Néanmoins notre choix ne peut être défini qu'après la réalisation du test de résistance aux chocs qui sera appliqué pour d'autres microstructures obtenues à différentes conditions de traitements thermiques.

Tableau 3. 10 : Perte de masse en fonction du temps de maintien à 250° C.

Traitement thermique	Trempe à 900° C. 2 h et revenu à 250° C							
Temps de maintien (h)	2	3	4	5	6	7	8	13
Perte de masse mg	2.5	2.6	2.7	4.2	2	5.5	1.7	2.2

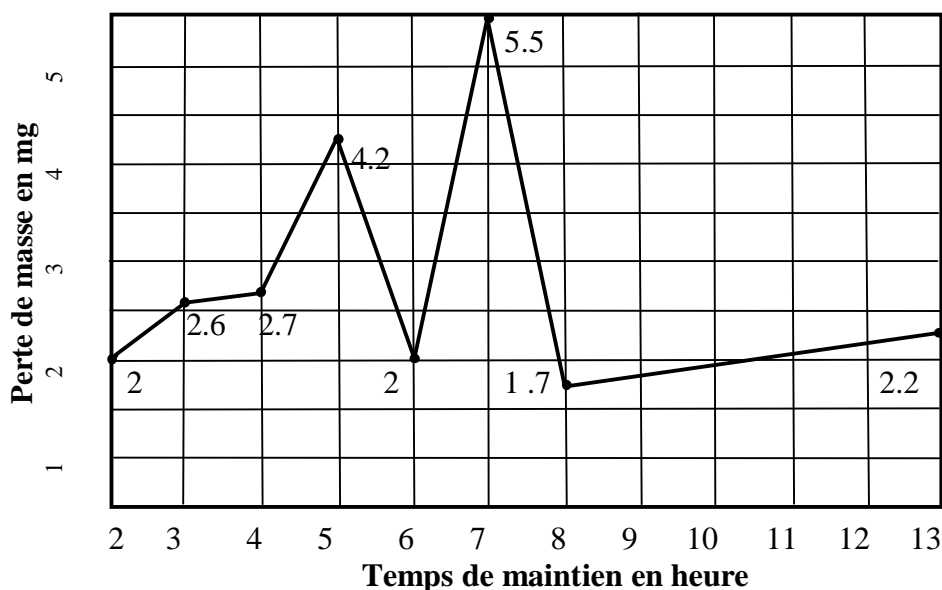


Figure 3. 12 : Perte de masse en fonction du temps de maintien à 250° C après mise en solution de 2 h à 900° C.

3.5.3 Mise en solution à 1150° C

Dans le but d'obtenir une matrice austénitique nous avons procédé à un traitement d'austénitisation à haute température. La diffusion du carbone et du chrome joue un rôle primordial pour l'obtention de cette microstructure. Avec la faible teneur en carbone que contient la nuance Cr15, la solubilité des carbures secondaires est maximal dans l'austénite. Cela conduit à l'enrichissement de l'austénite et par conséquent à l'abaissement du point Ms [19].

En effet, après un maintien de 2 h à 1150° C et refroidissement à l'air comprimé, la matrice ainsi obtenu est totalement austénitique (figure 3. 13). L'interface carbure - austénite (martensite et carbures secondaires) observé à l'état brut est complètement transformée et dissoute dans la phase d'austénite.

Cet état de structure a donné lieu à une dureté (43.5 HRC) inférieur de cinq points par rapport à l'état brut de coulée (48 HRC).



Figure 3. 13 : Microstructure après mise en solution à 1150° C. 1000x

3.5.4 Etude du revenu austénitique

L'objectif visé par les traitements thermiques de revenu de la microstructure austénitique est de voir la possibilité de durcissement de la matrice austénitique. Cependant, la décomposition de l'austénite au cours du revenu peut donner lieu à des précipitations de carbures secondaires et transformation partielle en martensite.

3.5.4.1 Influence de la température de revenu

Après le traitement de mise en solution à 1150° C, les échantillons ont subi une série de revenus à des températures comprise entre 200° C et 700° C pendant 2 heures. Après refroidissement à l'air calme, des mesures de duretés et d'essai de résistance à l'usure ont été réalisées sur les échantillons revenus.

3.5.4.1.1 Dureté

Les résultats de dureté représentés au tableau 3. 11 et tracés sur la courbe de la figure 3. 14 montrent l'existence de trois stades d'évolution de la dureté :

- Entre 200° et 300° C, une chute de 6 points de dureté par rapport à l'état trempé. Ceci est principalement dû au phénomène de diffusion de carbone.

- A partir de 300° C il y a augmentation de la dureté, le maximum de 49 HRC est atteint à 500° C. Cette valeur de dureté est légèrement supérieure à celle de l'état brut de coulée (48 HRC).
- Au-delà de 500° C, on assiste à une chute importante de dureté, cela correspond au stade des formes stables spécifiques à l'adoucissement. A la température 700° C la dureté obtenue (28 HRC) représente la plus faible valeur enregistrée au cours de tous les cycles thermiques qu'on a appliqué à la fonte Cr15.

Tableau 3. 11 : Essais de dureté en fonction de la température de revenu austénitique.

Température de revenu (° C)	Trempe à 1150° C suivi d'un revenu de 2 h									
	200	250	300	350	450	500	550	600	650	700
Dureté HRC	38.7	38	37	41	44.3	49	46	42.6	38	28

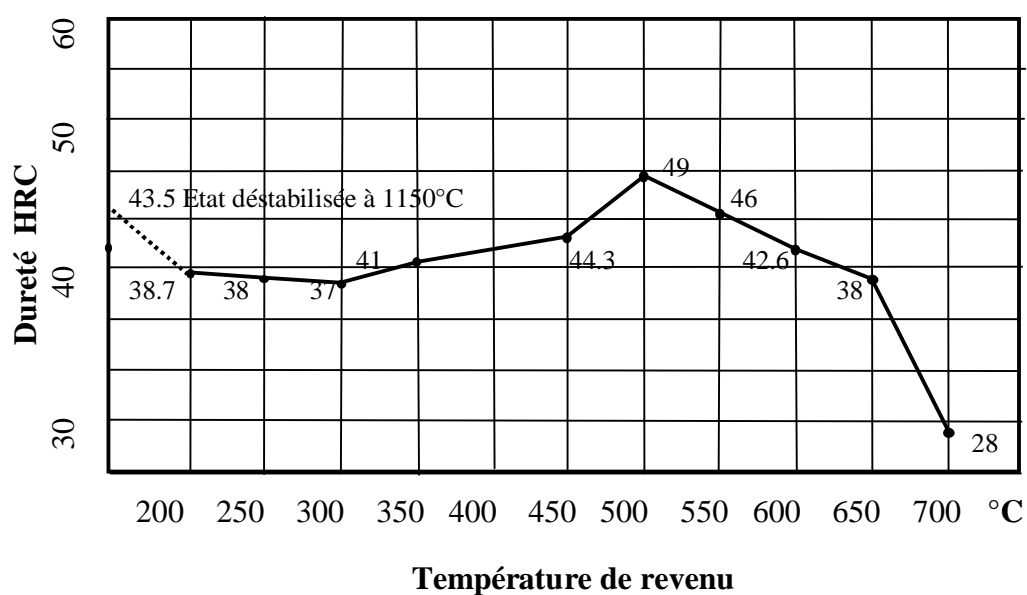


Figure 3. 14 : Essais de dureté en fonction de la température de revenu austénitique.

3.5.4.1.2 Usure

L'étude du comportement à l'usure des échantillons revenus (tableau 3. 12), montre que malgré la faible dureté enregistrée à basse température de revenu (entre 200° et 350° C) la perte de masse est relativement faible cela peut être expliquée par le fait que l'austénite est encore stable à ces températures et que cette résistance à l'usure est due au phénomène d'écroûissage de la matrice et ce en l'absence de toute phase résultant de la décomposition de l'austénite.

A la température du pic de dureté (figure 3. 15), on observe une bonne résistance à l'usure. Ceci indique l'enclenchement de certaines transformations donnant lieu à des précipités de carbures secondaires ou à une transformation partielle en martensite.

A partir de 550° C on assiste à une grande perte de masse, qui par correspondance aux résultats de dureté, indique que l'austénite s'est transformée en phases plus tendre et plus stables (ferrite ou perlite).

Tableau 3. 12 : Perte de masse en fonction de la température de revenu austénitique.

Température de revenu (° C)	Trempe 1150° C suivi d'un revenu de 2 h									
	200	250	300	350	450	500	550	600	650	700
Perte de masse en mg	2.4	3.5	1.5	1.3	5.6	2	3.4	21.1	25.1	54.8

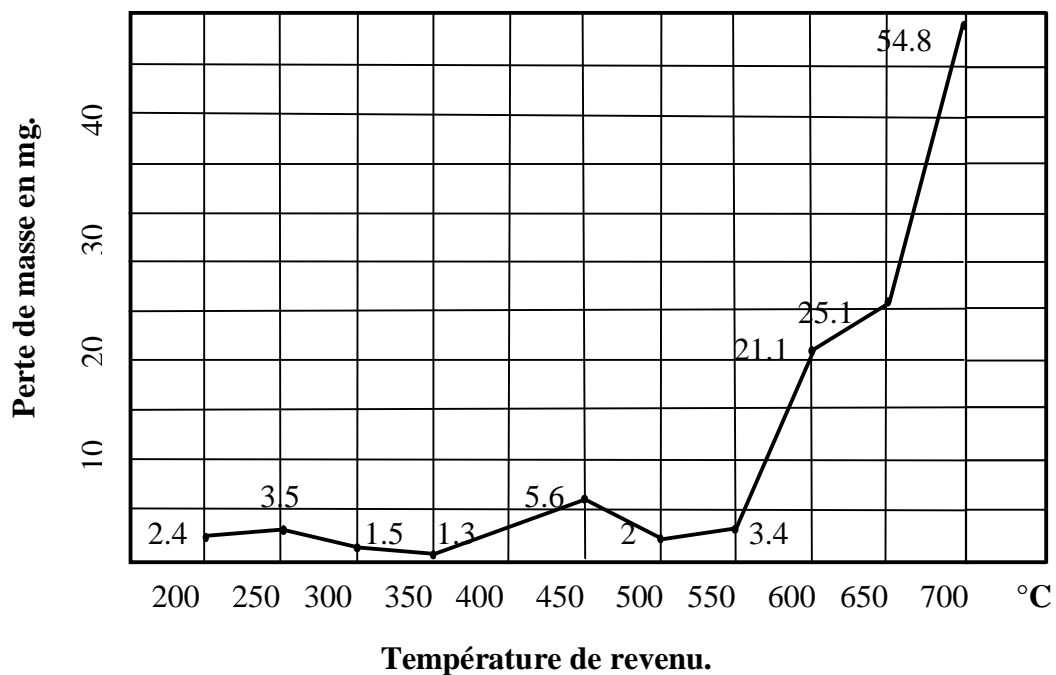


Figure 3. 15 : Perte de masse en fonction de la température de revenu austénitique.

3.5.5 Essais de résistance aux chocs

Etant plus particulièrement intéressés par le choix des microstructures assurant un bon compromis entre la dureté, l'usure et la résistance aux chocs, nous avons appliqué aux éprouvettes de résistance aux chocs les cycles thermiques ayant donné une dureté et une résistance à l'usure supérieures à celles de l'état brut de coulée soient donc :

- Une dureté supérieure à 48 HRC.
- Une perte de masse inférieure à 2.7 mg.

Le tableau 3.13 représente l'ensemble des résultats (dureté, usure, résistance aux chocs) déterminés sur les différentes éprouvettes de la fonte Cr15.

Tableau 3. 13 : Traitements thermiques donnant les meilleures performances d'utilisation.

Traitements thermiques	Dureté HRC	Perte de masse en (mg)	Résistance au choc (daj)
Etat brut de coulé	48	2.7	1.7
1- Traitement à 1150° C+ 500° C (2 h)	49	2	2.53
2-Traitement à 900° C (2h) + 250° C (3 h)	57	2.6	1.2
3-Traitement à 900° C (2h) + 250° C (4 h)	53	2.7	1.3
4-Traitement à 900° C (2h) + 250° C (6 h)	55	2	2.4
5-Traitement à 900° C (2h) + 250° C (8 h)	60.3	1.7	1
6-Traitement à 900° C (2h)+250° C (13 h)	52	2.2	1.25

De ce tableau, et en se référant aux caractéristiques de l'état brut de coulée, nous remarquons qu'il existe deux cycles thermiques où la résistance aux chocs est nettement supérieure à celle obtenue à l'état brut de coulée ($>1.7\text{daj}$), il s'agit des traitements n° 1 et 4. A ces traitements correspond donc le meilleur compromis entre la dureté, la résistance à l'usure et la résistance aux chocs. Les états structuraux obtenus sous ces conditions méritent donc d'être étudiés de façon plus approfondie à fond et ce dans le but de définir la composition des microstructures et leur corrélation avec les propriétés mécaniques obtenues.

3.5.6 Analyse microstructurale

3.5.6.1 Echantillon n° 1

L'observation au microscope optique de l'échantillon n° 1 révèle que l'austénite obtenue à haute température (1150° C) est stable même après revenu à 500° C (figure 3. 16).

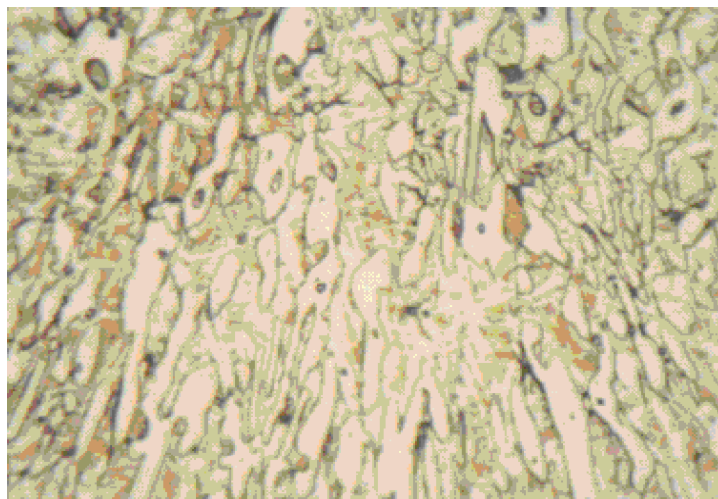


Figure 3. 16 : Microstructure après mise en solution de 2 h à 1150° C
et revenu de 2 h à 500° C. 1000x

Cette microstructure a permis d'obtenir une résistance aux chocs nettement supérieure à tous les états structuraux étudiés, mais l'inconvénient sans doute réside dans le problème d'instabilité mécanique de l'austénite qui, sous l'effet des chocs mécaniques répétitifs, se transforme partiellement en martensite, ce qui conduit à la formation de microfissures qui avec la fatigue du matériau peuvent se propager et conduisent à la détérioration prématurée des pièces mécaniques.

De cela, il en résulte que le cycle de traitement thermique n° 1 est à écarter et ce malgré les bonnes propriétés mécaniques mesurées pour cette état de microstructure.

3.5.4.2 Echantillon n° 4

Cet échantillon traité à 900° C et revenu à 250° C pendant 6 h de maintien présente l'optimum des propriétés mécaniques. C'est cet état structural totalement martensitique (figure 3. 17) qui devrait être donc choisi.



Figure 3. 17 : Microstructure après mise en solution de 2 h à 900° C.
et revenu de 6 h à 250° C. 1000x.

Afin de mieux caractériser la structure de la matrice nous avons utilisé la microscopie électronique à balayage. Cette technique nous a permis de révéler l'existence d'une précipitation de carbure secondaire qui s'est produit au cours du revenu à 250° C (figure 3. 18).

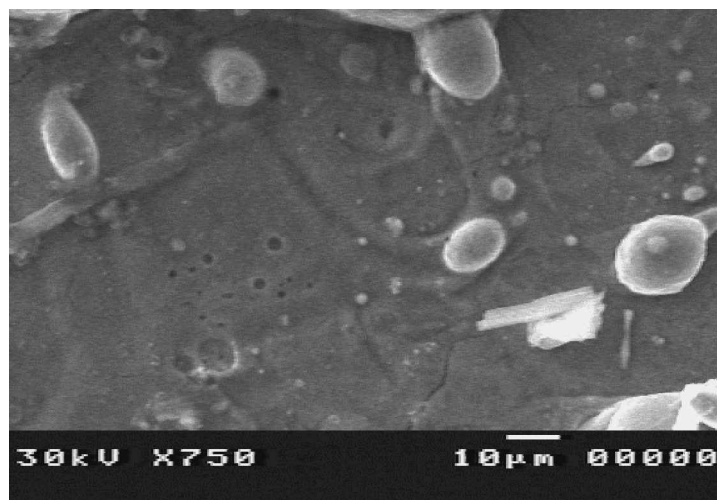


Figure 3. 18 : Microstructure après mise en solution de 2 h à 900° C.
et revenu de 6 h à 250° C. MEB.

De cette micrographie on remarque que les particules de carbure secondaire incrustées dans la masse de la matrice ont des tailles différentes et la distance entre eux est relativement élevée. Cette dernière observation nous permet d'expliquer la bonne résistance aux chocs

obtenue par le traitement thermique n° 4. Selon plusieurs études expérimentales la relation entre la distance inter-particules et la résistance aux chocs des matériaux peut être expliquée par le fait que l'interface particule - matrice est considéré comme un site de continuité pour les microfissures préexistantes dans la matrice. Vu que ces particules sont plus résistants que la matrice, c'est l'interface des carbures qui va évoluer sous forme de microfissures, et au fur et à mesure de l'augmentation des contraintes appliquées les fissures se propagent vers d'autres interfaces. Donc, si les particules sont plus proches entre eux, la propagation sera facilement déclenchée. Dans le cas contraire, c'est-à-dire les particules sont suffisamment distants la propagation des fissures sera tributaire des propriétés physique de la matrice et de l'intensité des sollicitations mécaniques externes. Ajoutant à cela, la relaxation des contraintes internes au cours du revenu, contribue efficacement à l'augmentation de la ténacité des matériaux et améliore leur endurance au cours du service.

3.5.7 Analyse par diffraction aux rayons -X

On a utilisé la méthode de diffraction aux rayons X (DRX) pour déterminer l'évolution de la microstructure en fonction des traitements thermiques de la fonte Cr15.

L'analyse de la fonte à l'état traitée à 900° C (figure 3. 19) a montré que la phase principale est le carbure $(Fe, Cr)_7C_3$. On remarque également la présence d'un faible pic représentant le fer gamma. Le revenu à une température de 250° C (figure 3. 20) pendant deux heures de maintien a fait disparaître cette phase. Avec la prolongation du temps de maintien au cour du revenu à 250° C le diagramme de la diffraction des rayon X (figure 3. 21) montre l'apparition de plusieurs pics de faible intensité et tous ces derniers signalent une évolution dans la microstructure qui indique présence d'une fine précipitation de carbures secondaires Cr_7C_3 . Cela indique également une relaxation de contraintes thermiques, où au cours du revenu la diffusion du carbone modifie la structure cristalline de la martensite et donne lieu à des carbures secondaires. Cela est bien vérifié dans la micrographie obtenue au microscope à balayage.

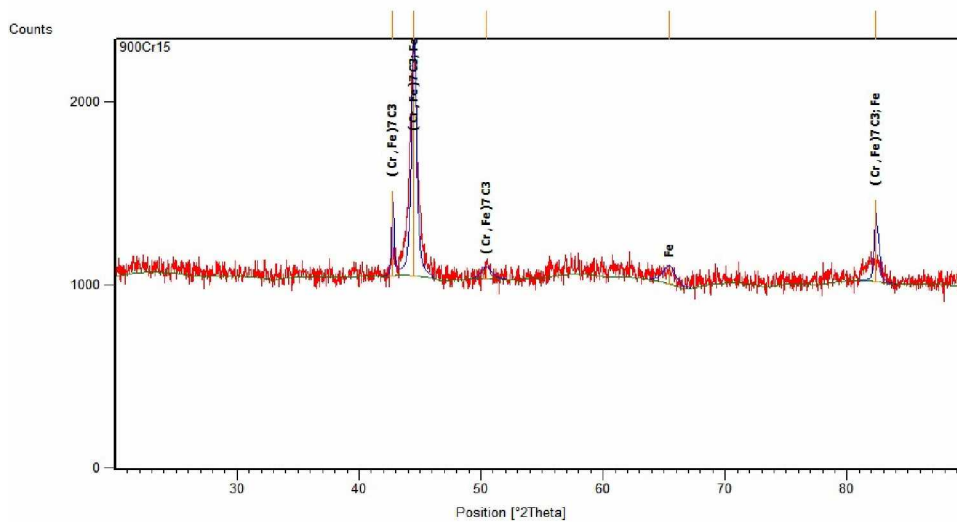


Figure 3. 19 : DRX de la fonte Cr15 traitée à 900° C. 2 h.

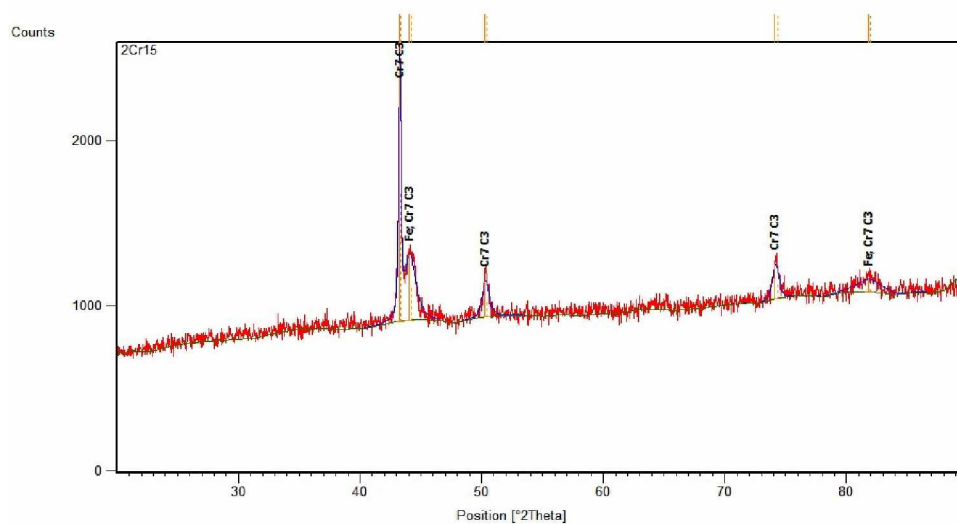


Figure 3. 20 : DRX de la fonte Cr15 traitée à 900° C pendant 2 h et revenu de 2 h à 250° C.

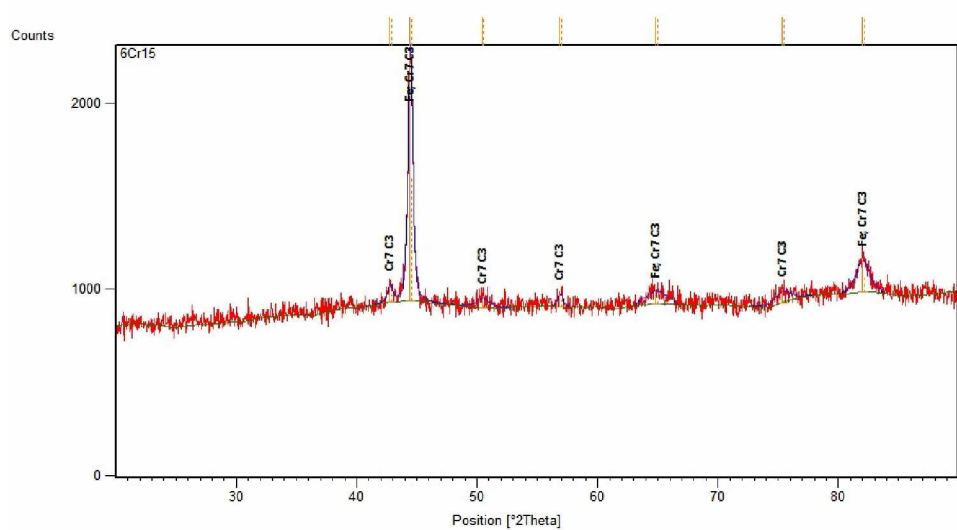


Figure 3. 21 : DRX de la fonte Cr15 traitée à 900° C pendant 2 h et revenu de 6 h à 250° C

3.5.8 Conclusion partielle

L'étude du revenu de la fonte Cr15 a été réalisée principalement par les techniques d'analyse tels que : dureté, mesure de la résistance à l'usure et observations métallographiques approfondies.

1. Pour le revenu martensitique :

Les paramètres temps température ont joué un rôle essentiel dans le développement des réactions au cours du revenu martensitique. Plus la température de revenu est basse et le temps de maintien optimisé, plus les propriétés mécaniques s'améliorent. L'observation approfondie de la microstructure correspondant à ces propriétés révèle que cette dernière est composée d'une matrice martensitique. Les fines particules de carbures secondaires incrustées dans cette matrice ont permis de consolider la matrice vis-à-vis du comportement à l'usure, un temps de maintien optimal de 6 h a permis de réduire les contraintes internes. Cela a bien contribué à l'amélioration de la résistance aux chocs et ce sans affecter la dureté de la fonte Cr15.

2. Pour le revenu austénitique :

A basse température de revenu austénitique et contrairement à la dureté, la résistance à l'usure était meilleure.

A la température de 500° C où la dureté et la résistance à l'usure mesurées étaient supérieures par rapport à l'état brut, la matrice observée à la microscopie optique était encore stable. Quant à la résistance aux chocs (à 500° C) celle-ci était la plus élevée par rapport à tous les états structuraux caractérisés.

En augmentant la température de revenu (>500° C), les caractéristiques mécaniques se sont fortement dégradées. L'austénite revenue ne peut se transformer qu'en produits plus tendres ferrite et/ou perlite.

CONCLUSION

L'usure abrasive et frottement dans l'industrie minière est un mal inévitable pour les pièces en contact directe avec les agrégats miniers. Cela pose non seulement des problèmes d'usure avec le temps, mais des ruptures de certaines pièces mécaniques essentielles dans le processus de transformation des matériaux à traiter comme les boulets de broyage des ciments. La détérioration prématurée de ces pièces cause des arrêts techniques prolongés et engendre d'énormes pertes économiques pour les usines de cimenteries.

Ce problème est posé par l'ensemble des cimenteries algériennes, où la pièce maîtresse de grande consommation "boulets de broyage" est en grande proportion importée de l'étranger. La fonderie POVAL de Berrouaghia s'est proposée pour la fabrication de ce type de pièces et ce avec le soutien du laboratoire LTSM de l'université de Blida.

L'étude qu'on a effectuée entre donc dans un cadre de collaboration entreprise-université.

L'objectif de cette étude a été la recherche des conditions de production optimales (composition chimique et traitements thermiques) permettant d'obtenir une fonte alliée au chrome ayant un bon compromis entre la dureté, l'usure et la résistance aux chocs.

Pour faire l'étude proprement dite nous avons réalisé les actions expérimentales suivantes :

- Elaboration de trois nuances de fonte alliées à 10%, 12% et 15% de chrome, la teneur en carbone était respectivement 2.35%, 2.52% et 2.11%. Ce choix de composition chimique nous a permis de réduire d'avance la fragilité des alliages et ce par la réduction du taux des constituants durs (M_7C_3) qui dépendent essentiellement de la teneur en carbone.

- Afin de réaliser des essais d'usure reproductibles nous avons conçu et réalisé un dispositif d'essai d'usure, type pion sur disque, pouvant être utilisé sous différentes charges. Le mandrin tournant permis de tester des échantillons de diamètre allant de 10 à 140 mm.

Les essais expérimentaux étaient scindés en deux principales parties à savoir :

1. L'étude du facteur de composition chimique, avec quoi nous avons pu déterminer les paramètres structuraux résultants de la variation de la composition chimique et par conséquent l'étude de l'effet de la morphologie des microstructures sur les propriétés mécaniques (dureté, usure, chocs). Les conclusions tirées de cette partie d'étude nous ont révélé que :
 - Avec un rapport de Cr/C élevé, la matrice de fonte est fort probable à prédominance austénitique et ce selon les conditions de refroidissement et épaisseurs des pièces coulées. Ce cas est vérifié pour la fonte alliée au chrome Cr15.
 - Une teneur en carbone relativement élevée a une influence directe sur la quantité des carbures. Les propriétés d'usure étaient bonnes mais avec moins de ténacité. Cette situation est mise en évidence avec la nuance de fonte alliée au chrome Cr12.
 - Une teneur en chrome élevée a une influence beaucoup plus sur la morphologie des carbures eutectiques que sur leur quantité. Celle-ci nous a permis d'obtenir une répartition fine des carbures et une microdureté plus élevée pour ces derniers, et ce malgré la faible teneur en carbone. Le chrome (Cr) nous a permis d'obtenir de meilleure résistance à l'usure et une bonne résistance aux chocs pour la fonte Cr15.
2. La fonte Cr15 a été choisie pour la réalisation de la deuxième partie d'étude. L'objectif était, l'étude de l'action des traitements thermiques sur la structure de la matrice et de voir comment peut on améliorer d'avantage les propriétés mécaniques par rapport à l'état brut de coulée. L'étude de ce deuxième facteur qui possède une importance primordiale dans la production des pièces alliées au chrome, nous a permis de révéler d'intéressantes propriétés mécaniques pour la fonte Cr15.

En effet, on a pu améliorer simultanément la dureté, la résistance à l'usure et la résistance aux chocs.

Ces résultats étaient obtenus suite à :

L'étude de divers états de traitements thermiques et ce par l'utilisation de deux simples techniques de caractérisation à savoir la dureté et la mesure de la résistance à l'usure. Ensuite nous avons procédé aux observations métallographiques approfondies des états de traitements thermiques les plus intéressantes de point de vue dureté, résistance à l'usure et résistance aux chocs et ce comparativement à l'état brute de coulée.

Les conclusions tirées de cette deuxième partie d'étude sont :

- Le revenu de la structure martensitique était plus intéressant que celui du revenu austénitique, et ce malgré que cette dernière nous a permis d'obtenir la plus haute valeur de résistance aux chocs. Cependant, la structure est restée austénitique après revenu. Cette structure est fortement déconseillée pour le travail aux chocs notamment pour la fabrication des pièces massives (cas des boulets). La crainte est bien clair réside dans le risque de la transformation de cette austénite au cours du service, ce qui peut provoquer des initiations de fissures.
- La meilleure structure était celle obtenue à basse température de revenu martensitique. Au cours de ce revenu, la fonte Cr15 a présenté de faible résistance à l'adoucissement. L'obtention d'un durcissement secondaire est peu important dans notre cas, car la température d'utilisation des boulets en service ne dépasse pas 200° C. Après quoi, nous avons procédé à l'optimisation du temps de revenu. Une durée optimale de 6 h a permis d'obtenir le plus haut niveau de propriétés mécaniques.
- La microstructure obtenue après un revenu de 6 h à 250° C après une mise en solution à 900° C est composée de carbures eutectiques déjà défini dans la première partie d'étude et une matrice martensitique très bien relaxée et constituée de fin précipités de carbures secondaires suffisamment espacés. Le MEB et la DRX ont permis de déceler clairement ces constituants structuraux.

RECOMMANDATIONS

1. Elaboration et étude de l'effet de l'augmentation du rapport Cr/C, c'est à dire fixé la teneur en carbone au plus faible niveau possible (~ 2%), puis faire augmenter la concentration en chrome (>16%) ce qui pourrait donner lieu sous l'effet des traitements thermiques à de carbures plus résistants et à une matrice s'opposant beaucoup plus aux arrachements des particules de carbure. Cela sera plus coûteux de point de vue consommation en éléments d'alliage, mais sûrement les surcoûts de fabrication et de vente seront compensés par une durée de vie plus longue.
2. Concevoir un dispositif pour simuler le travail des boulets dans un broyeur de ciment.

APPENDICE

Éléments chimiques

Fe	: Fer.
C	: Carbone.
Si	: Silicium.
Mn	: Manganèse.
Cr	: Chrome.
Ni	: Nickel.
Mo	: Molybdène.
Cu	: Cuivre.
P	: Phosphore.
S	: Soufre.

Composés et phases

γ	: Austénite.
α	: Ferrite.
L	: Phase liquide.
M_3C	: Cémentite.
M_7C_3	: Carbure spéciaux.
Fe_2O_3	: Oxyde de fer.

Abréviation

HV50	: Micro dureté Vickers sous charge 50 g.
HRC	: Dureté Rokwell.
KIC	: Ténacité à la rupture.
U1-U2	: Ligne de la transformation eutectique.
S(x)	: Coefficient de partage.
x	: Concentration en éléments chimiques dans la matrice.

MEB : Microscope à balayage.
EN : Norme européenne.
LTSM : Laboratoire de traitement des surfaces et des matériaux de l'université de Blida.
POVAL : Entreprise de fabrication de vannes et pompes de Berrouaghia.
BCL : Base logistique de Beni Mered Blida.
DA : Dinar algérien.

Unite de Mesure

C° : Degré Celsius.
mm : Millimètre.
mg : Milligramme.
% : Pourcentage.
ml : Millilitre.
g : Gramme.
daN : Déca newton.

REFERENCES

1. A.H. Kasama, A.J. Mourisco, C.S. Kiminami, W.J. Botta, C. Bolfarini, «Microstructure and wear resistance of spray formed high chromium white cast iron», *Materials Science and Engineering A* 375–377 (2004).
2. A. F. Zhang, J. D. Xing, L. Fang and J. Y. Su, «Inter-phase corrosion of chromium white cast irons in dynamic state », *Wear*, n° 257, 2004.
3. A. Reynaud, «Résistance à la corrosion des fontes », Editions techniques des industries de la fonderie Etif.12 Raphaël 75016 Paris, 2000.
4. C. Côté, «Modélisation et visualisation de la charge dans un broyeur à boulets », Mémoire MScA Faculté des Etudes Supérieures, Université de Nancy, Mars 2000.
5. P. Bastien, «Etude de la résistance à l'abrasion de boulet de broyage en fonte alliée », Thèse Doctorat, Université Mc Gill Dpt de Génie Minier et Métallurgique, Canada, avril 1982.
6. S. Aissat, «Etude de la sévérité du milieu de trempe sur les propriétés mécaniques des boulets de broyage», *Homme et Fonderie* n° 352, 2005.
7. J.D.Gates, G.Gore, M.J-P.Hermand, M.J-P.Guerineau, P.B. Martin, J.Saad, «The meaning of high stress abrasion and its applications in white cast irons», *Wear*, n° 263, 2007.
8. Editions Techniques des Industries de la Fonderie «Les alliages fer-carbone-chrome et leurs dérivés», Etif.12 raphael 75016 Paris, 1983.
9. Z. Hongli, Liu, Y. Li, X. Chen, K. Hu, «Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron», *Materials Science and Engineering*, 16/Oct/ 2007.

10. J. Aymard, M. Legrand, «Manuel des aciers moulés», Editions Techniques des Industries de la Fonderie, Etif.12 Raphaël 75016 Paris, 1992.
11. V. Lakhtine, «Métallographie et traitements thermiques des métaux», Edition Mir Moscou, 1986.
12. D. Schumann, «Développement de fonte présentant une forte résistance à l'usure», Ciment. Bétons. Plâtre. Chaux, n° 862/863, Oct / Nov 2003.
13. R. Durman, «The application of alloyed white cast irons in crushing, grinding, and material handling processes», The british foundryman, n° 6, juin 1976.
14. W. Fairhurst, K. Rohrig, «Fontes blanches à haute teneur en chrome résistant l'abrasion», Fonderie n° 375, 1978.
15. A. Bedolla - Jacuinde, R. Correa, I. Mejía, J.G. Quezada, W. Rainforth, «The effect of titanium on the wear behaviour of a 16%Cr white cast iron under pure sliding», *Wear* n° 263, 10 Sep 2007.
16. Cemil, Çetinkaya «An investigation of the wear behaviours of white cast irons under different compositions», *Materials & Design* n° 27, 2006.
17. Editions Techniques des Industries de la Fonderie «Manuel des fontes moulées », Traduit et adapté de IRON CASTINGS HANDBOOK par le centre d'information des fontes moulées, 1983.
18. Norme NF 12513, Déc 2000.
19. A. Hadji, M. Baccouche, A. Lemmoui, «Amélioration des propriétés des fontes blanches alliées travaillant à l'usure et aux chocs», *Annales de Chimie. Sciences des Matériaux* n° 24, p39-46, 1999.

20. C. P. Tabrett, I. Sare, Ghomashchi, «Microstructure- property relationship in high Chromium white iron alloys», International Materials Reviews 41162C, 1996.
21. H. Laplanche, «Les fontes et leurs traitements thermiques T1», Edition Pyc, 1975.
22. Editions Techniques des Industries de la Fonderie, «Métaux et alliages d'addition», Etif Raphaël 75016 Paris, 1981.
23. H. Laplanche, «Les fontes et leurs traitements thermiques T2», Edition Pyc, 1975.
24. Michel. Geier, « Métallurgie de fonderie initiation avec exercices résolus», T1 Edition Eyrolles, 1976.
25. L. W. Berens, H. G. Feldhus, «Influence des éléments de la charge et du laitier sur la tenue du garnissage des fours à induction à creuset pour la fusion de fonte et de l'acier 1ere partie», Fonderie n° 320, 1973.
26. C. Barnier, P. Dupin, J. Saverna. J.M. Schissaler, «Influence d'un traitement thermique sur l'évolution structurale d'une fonte blanche à haute teneur en chrome (2.8%C- 18%Cr) », Traitement Thermique, n° 181, 1984.
27. R. Lévêque, «Aciers à outils», Techniques de l'Ingénieur, Traité Matériaux métalliques M330, 06/2002.
28. J. Wang, C. li, H. liu, H. Yang, B. Shen, S. Gao, H. Sijiu, «The precipitation and transformation of secondary carbides in high-chromium cast iron», Materials Characterization, mtl 05870. 06/10/2005.

29. S. Wirojanupatump and P. H. Shipway «Abrasion of mild steel in wet and dry conditions with the rubber and steel wheel abrasion apparatus», *Wear*, e 239, April 2000.
30. J. Saverne, «Relation entre les traitements thermiques et la résistance à l'abrasion application à l'acier Z30C13», Thèse Doctorat, Université de Nancy, 1984.
31. K. Weber, D. Regener, H. Mehner, M. Menzel, «Characterization of high-chromium cast irons using Mossbauer spectropy», *Materials Characterization* n° 46, 399-406, 2001.
32. G. Pintaude, A.P. Tschiptschin. D.K. Tanaka. A. Sinatora, «The particle size effect on abrasive wear of high-chromium white cast iron mill balls», *Wear*, n° 250, 2001.
33. Marc. Grenier, «Microstructure et résistance à l'usure de revêtements créés par fusion laser avec gaz réactifs sur du titane», Mémoire MSc Facultés de Sciences et Génie, Université Laval Canada, Oct 1998.
34. Simone, Parent, Simonin, «Influence des facteurs métallurgiques essentiels sur la résistance à l'abrasion des fontes blanches», *Fonderie* n° 399, 1980.
35. E. Albertin, A. Sitora, «Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill», *Wear*, n° 250, Oct / 2001.
36. M. M. Khrushov, «Principles of abrasive wear», *Wear* p 69-88, April 1974.
37. C. P. Tabret, I.R. Sare, «Fracture toughness of high chromium white cast iron : influence of cast structure», *journal of materials science* n° 35, 2000.

38. G. Laird I, W. K. Collins, R. Blickensderfer, «Crack propagation and spalling of white Cast iron balls subjected to repeated impacts », *Wear*, n° 124, 217-236, 1988.
39. S. Paret, C. Masce, J. C. Margerie, «Résistance des fontes blanches à l'usure par abrasion », *Centre Techniques des Industries de la Fonderie*, Paris, 1971.
40. Ziad. Abdelhadi, «La Tribune d'Algérie», 10/05/2004.
41. Ö. N. Dogan, J. A. Hawk, and G. Laid I, «Solidification structure and abrasion resistance of higt chromium white iron», *Metallurgical and Materials Transaction*, Vol 28A, June 1997.
42. J. Saverna, J.Schissier, J. Masounave, «Influence du traitement thermique sur la microstructure et la résistance à l'abrasion d'une fonte eutectique de type 15Cr- 2Mo». *Mémoires et études Scientifiques. Revue de métallurgie*, Avril 1982.
43. F. Maratray, U. Nanot «Atlas de courbe de refroidissement continu des alliages au chrome molybdène». *Publication de la climax Molybdenum*. 1971