

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou
Faculté du Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique



Mémoire de Fin d'Études

Pour l'obtention du diplôme de Master Académique en Génie Mécanique
Spécialité : Sciences Des Matériaux

Présenté et réalisé par :

CHERIFI Naima

BESSAH Chafia

THÈME :

INFLUENCE DES TRAITEMENTS THERMIQUES SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES D'UN ACIER Á OUTILS POUR TRAVAIL Á CHAUD (X38CrMoV5-1)

Proposé par :

M.DJIDJA Djamel

(E.I.FREHA)

Dirigé par :

Dr .BENLIA. BAGUENNANE Ghalia

(Dépt. G.M .UMMTO)

Octobre 2016

Remerciements

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de l'entreprise électro-industries TIZI-OUZOU.

On adresse en premier lieu nos plus profonds remerciements à notre promotrice madame Dr.BENALIA.BAGUENNANE GHALIA qui nous a dirigés vers un stage pratique et pour avoir encadré notre travail.

Ses suggestions, sa pédagogie, sa disponibilité et ses précieux conseils nous a été très précieux pour ce travail et se fut pour nous un réel plaisir de travailler avec elle durant la durée de ce travail.

On tient à exprimer notre profonde gratitude et reconnaissance à monsieur DJIDJA DJAMEL notre encadreur à l'Entreprise Électro-industries de Tizi-Ouzou de nous avoir proposé ce sujet et consentit tant d'effort et de temps pour diriger ce travail de si près et de nous initier à la recherche.

On tient à exprimer notre reconnaissance et notre gratitude aux ingénieurs de Laboratoire électro-industries de TIZI-OUZOU pour l'aide et les conseils scientifiques qu'ils nous ont apportés, toujours avec le sourire.

On tient à exprimer nos vifs remerciements à monsieur AMIROUCHE SAIFI ingénieur physicien, responsable du MEB pour sa disponibilité et son aide précieuse en microscope optique et en microscopie électronique à balayage.

On veut aussi adresser nos plus vifs remerciements aux membres du jury qui ont accepté d'examiner notre travail.

Que les enseignants de l'université Mouloud MAMMERI, en particulier ceux qui ont contribué à notre formation trouvent ici l'expression de nos remerciements. Que tout le personnel du laboratoire SDM du département de génie mécanique et nos collègues de promotion soit remercié pour leur encouragement et leur sympathie.

On permet d'adresser nos remerciements et nos reconnaissances à tous ceux qui ont contribué de façon directe ou indirecte à la réalisation de ce travail.

A vous tous, du fond du cœur : Merci

Dédicaces

*Toutes les lettres ne sauraient trouver les mots qu'il faut...
Tous les mots ne sauraient exprimer la gratitude,
L'amour, le respect, la reconnaissance...
Aussi, c'est tout simplement que*



Ondédie ce travail...

À MES CHERS PARENTS

Aucune dédicace ne saurait exprimer mon respect, mon amour éternel et ma considération pour les sacrifices que vous avez consenti pour mon instruction et mon bien être. Je vous remercie pour tout le soutien et l'amour que vous me portez depuis mon enfance et j'espère que votre bénédiction m'accompagne toujours.

*Que ce travail soit l'exaucement de vos vœux tant formulés,
le fruit de vos innombrables sacrifices,
bien que je ne vous en acquitterai jamais assez.*

**À MES CHERS ET ADORABLE FRÈRES ET SOEUR
FAHIMA, MOUHAMED ET MOUMOUH**

*En témoignage de mon affection fraternelle,
de ma profonde tendresse et reconnaissance.
je vous souhaite une vie pleine de bonheur et de succès
et que Dieu le tout puissant, vous protège et vous garde.*

**À MES CHÈRES TANTES
MA GRANDE MÈRE**

À MES CHERS COUSINS ET COUSINES

*Veillez trouver dans ce travail l'expression de mon respect le plus profond
et mon affection la plus sincère.*

**À MA CHÈRE COPINE ADORABLE NAIMA
MES AMIS, MES CAMARADES**

*En souvenir de notre sincère et profonde amitié et des moments
agréables que nous avons passés ensemble.
Veillez trouver dans ce travail l'expression de mon respect le plus
profond et mon affection la plus sincère*

**UNE DÉDICACE SPÉCIALE À MON CHER AMI
BELKACEM HADJ ALI**

A qui je porte beaucoup de respect

**À TOUS LES MEMBRES DU LABORATOIRE DE L'ÉLECTRO-
INDUSTRIE DE TIZI-OUZOU ,**

**À TOUTES LES PERSONNES QUI ONT PARTICIPÉ À
L'ÉLABORATION DE CE TRAVAIL DE PRÈS OU DE LOIN.**

Aimablement Bessah chafia

*Je dédie avec joie et fierté le fruit de ce travail à
La femme la plus affectueuse et la plus douce au monde, l'ange le plus tendre
qui a été toujours pour moi une source d'amour, de pitié et d'espoir, ma très
chère mère.*

*L'être le plus cher au monde en témoignage de mon respect, à mon très cher
père.*

À mon frère Saïd

À mes sœurs Sarah et Samiha et à son mari Sofiane et sa famille

À ma grande mère et mes très chères tantes

À qui je dois tous,

*Qu'ils veuillent trouver dans ce travail, résultat des encouragements
incessants et des sacrifices qu'ils ont consentis pour mes études, l'expression de
ma très grande affection et de mes infinies reconnaissances. Je leur souhaite
tout le succès et le bonheur du monde.*

*Ces êtres chers méritent bien de moissonner la récolte qu'ils ont semée. À tous
je dis merci et je dédie le fruit de toutes ces années d'études.*

À mes très chers amis

Une dédicace spéciale à mes chers amis

Belkaacem hadj ali

Et Benferhat nouara

À tous ceux qui me sont chers

À tous les membres du Laboratoire de l'Électro-Industrie De Tizi-Ouzou,

À tous les membres du Laboratoire Des Sciences des matériaux,

J'admirerai toujours votre gentillesse et votre humour.

Aimablement Cherifi Naima

Liste des Tableaux

Tableau	Titre	Page
1	Influence de quelques éléments d'alliages sur les aciers	26
2	Comportement approximatif de quelques éléments.	28
3	Caractéristiques de quelques carbures.	37
4	Composition chimique de l'acier étudié	50
5	Dureté de l'acier étudié.	66
6	Résultats d'usure par frottement des aciers au manganèse étudiés	68

Liste des Figures		
Figure	Titre	Page
1	Diagramme Fe-C	4
2	Diagramme d'équilibre des alliages binaires Fer-Chromed'après Bain et Aborn	9
3	Système Fe- Cr	10
4	Diagramme d'équilibre Fer-Chrome à des températures inférieures à 850 °C, d'après Williams	10
5	Diagramme d'équilibre des alliages binaires Fe-Ni	11
6	Coupes de diagramme d'équilibre de phases ternaire Fe-Cr-Ni.	12
7	Diagramme de Schaeffler.	13
8	Diagramme de Pryce et Andrews donnant la structure des aciers inoxydables	14
9	Influence des éléments gammagène et alphagène sur le diagramme binaire Fe- C(Fe ₃ C).	19
10	Déplacement de la température eutectoïde par les divers éléments d'alliage	20
11	Diagramme de Guillet	22
12	Aspect de la ferrite après attaque au Nital	31
13	Influence de quelques éléments sur la dureté de la ferrite	32
14	Structure de la perlite	32
15	Micrographie d'un acier austénitique	33
16	Structure mixte, martensite + austénite résiduelle	35
17	Cycle d'un TraitementThermique	39
18	Courbes TTT de l'acier X38CrMoV5.1	43

19	Courbes TRC de l'acier X38CrMoV5.1	44
20	Dispositif pour les essais de l'usure.	20
21	Schéma de principe de l'usure abrasif entre deux corps	46
22	Schéma de principe de l'usure abrasif entre trois corps	47
23	Formation des couches d'oxydes superposées sur la surface du fer	48
24	Formation d'un fragment d'usure par frottement et adhérence	49
25	Appareil utilisé pour l'analyse de la composition chimique.	51
26	Polisseuse à deux plateaux	53
27	Microscope optique utilisé.	53
28	Microscopie électronique à balayage	54
29	Diffractomètre utilisé.	54
30	Machine utilisée pour l'essai de dureté HRC	55
31	Four de traitement thermique utilisé	56
32	Cycle de traitement thermique A.	56
33	Cycle de traitement thermique B.	57
34	Cycle de traitement thermique C.	57
35	Cycle de traitement thermique D.	57
36	Cycle de traitement thermique E.	58
37	Dispositif d'essai d'usure.	59
38	Microstructures de l'acier en étude brut de coulée	60
39	Diffractogramme X de l'acier brut	61
40	Microstructures de l'acier traité à 1040°C	61
41	Diffractogramme X de l'acier traité à 1040°C	62

42	Microstructures de l'acier traité à 1000°C	62
43	Diffraction X de l'acier traité à 1000°C	63
44	Microstructures de l'acier traité à 980°C	63
45	Diffraction X de l'acier traité à 980°C	64
46	Microstructures de l'acier traité à 950°C	64
47	Diffraction X de l'acier traité à 950°C	65
48	Microstructures de l'acier traité à 910°C	65
49	Diffraction X de l'acier traité à 910°C	66
50	Dureté HRC de l'acier étudié	67
51	Résistance à l'usure de l'acier étudié	68
52	Pertes de masse de l'acier étudié en fonction du temps	69

Présentation de l'entreprise :

L'Entreprise Electro-industries, située à 30Km à l'est de TIZI-OUZOU est issue de la première société dénommée SONELEC .La première restructuration à donner naissance à l'ENEL le 01-01-1983 par décret N°83/18.

Celle-ci comprenait neuf autres unités de production et centres de formation à travers le territoire national. Une deuxième restructuration a vu la création de l'entreprise Electro-industries(E .I).

E.I dispose d'une direction générale sur le site, elle est composée de :

- l'unité moteurs alternateurs ;
- L'unité de transformateurs ;
- L'unité prestation technique ;
- Divers directions (appro-finances, personnel).

La production de moteurs et de transformateurs a débuté le 01/01 /85.

La capacité installée et organisée est de :

- 50000 moteurs ;
- 5000 transformateurs ;
- 2000 alternateurs ;

L'unité UPT dont le rôle principale est l'assistance des unités de production. Elle est composée de plusieurs services :

- Laboratoire ;
- Gestion matière ;
- Normalisation et contrôle qualité ;
- Energie ;
- Maintenance ;
- Ateliers.

Le laboratoire, lieu de réalisation des essais, est divisé en deux sections :

- Laboratoire de physique
- Laboratoire de chimie

Leurs rôle est d'assurer les contrôles physico-chimique, mécanique et essais électriques sur tous les moteurs entrant dans la production.

OBJECTIF

OBJECTIF

Le but de notre travail est l'amélioration des propriétés mécaniques de l'acier à outil pour travail à chaud (X38CrMoV5-1), en lui appliquant différents cycles de traitements thermiques.

Le but visé est l'étude de l'effet des cycles thermiques choisis (selon le cahier de charges de l'entreprise) sur la structure et les propriétés mécaniques de notre acier destiné à la fabrication des moules, qui se fissurent à haute température pendant leurs mise en œuvre, afin de trouver le meilleur cycle qui permet l'obtention des propriétés exigées. C'est, ce problème de fissuration que l'entreprise EI rencontre actuellement, et nous l'a proposé pour l'expertise et la proposition des solutions.

Des caractérisations par Microscopie Optique (MO), Microscopie Electronique à Balayage (MEB) et la diffraction des Rayons X (DRX) et des essais de dureté sont utilisés pour mettre en évidence l'influence des traitements thermiques sur la microstructure de notre acier, car cette dernière est intimement liée à son comportement mécanique.



Partie d'un moule fissurée

Sommaire

INTRODUCTION GÉNÉRALE.....	1
I. RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE	3
I .1. Introduction.....	3
I .2. Généralités sur les aciers.....	4
I .3. Classification des aciers	5
I .4. Aciers à outils	5
I.4.1. Les aciers à outils non alliés pour travail à froid	6
I.4.2. Aciers à outils alliés pour travail à froid.....	7
I.4.3. Aciers à outils alliés pour travail à chaud	7
I.5.Diagrammes des phases	8
▪ Diagramme Fe-Cr	8
▪ Diagramme Fe-Ni	11
▪ Diagramme Fe-Cr-Ni	11
▪ Diagramme de Schaeffler.....	12
▪ Diagramme de Pryce et Andrew	14
I.6. Oxydation des aciers à haute température.....	15
I.6.1. Aspects thermodynamiques de l'oxydation à haute température	16
I.7. Caractéristiques fondamentales des aciers	17
I.7.1. Allotropie et alliages binaires de fer	17
I.8. Influence des éléments d'additions	19
I.9. Tendances générales de la répartition des éléments d'additions.....	28
I.10. Microstructures des aciers alliés	31
I.10.1. Matrice	31
I.10.2. Carbures	35
▪ I.10.2.1. Modes de dispersion des carbures	38
I.11. Traitements thermiques.....	38
I.11.1. Principe de traitements thermiques	38
I.12. Usure des aciers	44
I.12.1. Types d'usures	45
I.12.1.1. Usure abrasive	46
I.12.1.2. Usure par oxydation	47
I.12.1.3. Usure par frottement	48

II. TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES	50
II.1. Introduction	50
II.2. Etudes métallographiques	51
II.2.1. Préparation des échantillons	51
II.2.2. Observation optique.....	53
II.2.3. Observation au MEB	54
II.2.4. Analyse par diffraction des rayons X	55
II.3. Essai de dureté	56
II.4. Traitements thermiques	56
II.5. Usure.....	59
III. RESULTATS ET DISCUSSIONS.....	61
III.1. Étude métallographique.....	61
III.2. Dureté	67
III.3. Usure	68
IV. CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES.....	71

INTRODUCTION

GÉNÉRALE

INTRODUCTION GENERALE

Les aciers sont d'une importance capitale, puisqu'on les retrouve quasiment dans tous les domaines. Ils sont à l'origine de toutes les révolutions scientifiques et industrielles. Ce progrès est essentiellement dû à la présence d'une vaste gamme de transformations qui permettent de faire varier considérablement les propriétés mécaniques des aciers, en recourant à l'addition d'éléments d'alliages afin d'améliorer les différentes caractéristiques mécaniques, thermiques et chimiques.

Le terme "outils de travail à chaud" sont appliqués à différents types d'outils pour le travail ou le moulage des métaux à des températures élevées (moulage sous pression, extrusion à chaud, matriçage et moulage des plastiques) [1,2]. Habituellement, les aciers à outils de travail à chaud, utilisés pour le matriçage, sont sujets à des effets thermiques élevés et à des conditions sévères d'usure et de charges mécaniques ; de tels effets provoquent une sensibilité accrue à l'usure induisant des frais considérables sur les coûts de revient [1].

Il est bien connu que les mécanismes d'usure dépendent étroitement de la composition chimique, la microstructure, le niveau des charges mécaniques mises en jeu et des propriétés de surface du matériau. Aussi, une usure prématurée est liée à une combinaison de divers facteurs tel que le choc thermique, l'érosion et les phénomènes de corrosion [3].

Le traitement thermique influe beaucoup sur la durée de vie de l'outil et constitue le plus souvent l'opération délicate d'une gamme de fabrication. De petites variations dans les paramètres opératoires de traitement peuvent se traduire par des écarts importants sur le comportement en service [3]. Le but essentiel des traitements thermiques est de conférer au métal des propriétés spécifiques destinées à modifier son comportement face aux

"agressions" qu'il puisse subir, soit au cours de sa mise en œuvre (lors de l'usinage, par exemple), soit au cours de son utilisation (exigeant un bon compromis entre propriétés de dureté et de résilience, par exemple) [3]. Les paramètres opératoires des traitements thermiques doivent être déterminés en fonction de la nuance de l'acier et de ses conditions d'utilisation [2].

Le but de notre travail est l'amélioration des propriétés mécaniques de l'acier à outil pour travail à chaud (X38CrMoV5-1), en lui appliquant différents cycles de traitements thermiques.

Le but visé est l'étude de l'effet des cycles thermiques choisis (selon le cahier de charges de l'entreprise) sur la structure et les propriétés mécaniques de notre acier destiné à la fabrication des moules, qui se fissurent à haute température pendant leurs mise en œuvre, afin de trouver le meilleur cycle qui permet l'obtention des propriétés exigées. C'est ce problème de fissuration que l'entreprise EI rencontre actuellement, et nous l'avons proposé pour l'expertise et proposition des solutions.

Des caractérisations par Microscopie Optique (MO), Microscopie Electronique à Balayage (MEB) et la diffraction des Rayons X (DRX) et des essais de dureté sont utilisés pour mettre en évidence l'influence des traitements thermiques sur la microstructure de notre acier, car cette dernière est intimement liée à son comportement mécanique.

***Recherche
bibliographique***

I. Recherche bibliographique

I .1. Introduction

Le choix d'un matériau pour une application donnée nécessite une assurance sur sa durabilité dans les conditions de son emploi, en particulier à des températures élevées. Ceci est particulièrement vrai pour les systèmes destinés à travailler dans des atmosphères corrosives. Pour cela, la connaissance et la compréhension du phénomène d'oxydation est indispensable afin de prévoir la durée de vie des structures et de proposer des solutions de protection adaptées. L'étude de l'oxydation à haute température est par conséquent un sujet fortement interdisciplinaire, à l'interface de la physico-chimie des matériaux métalliques.

Sur le plan technologique, les aciers sont toujours d'une importance capitale dans tous les domaines de l'industrie tels que, l'électroménager, l'automobile, l'aérospatiale, la ferronnerie,...etc.

L'histoire de l'évolution technologique des civilisations, est d'ailleurs strictement liée au développement des alliages à base de fer et au degré de faciliter de leur élaboration. Cette importance technologique repose sur plusieurs facteurs tels que :

- les composés contenant du fer existent en grandes quantités dans la croûte terrestre.
- l'extraction, l'affinage, l'obtention des alliages et la fabrication du fer métallique et des aciers alliés, sont relativement peu coûteux.
- Ils offrent une grande souplesse d'emploi, car on peut le façonner de manière à obtenir une grande variété de propriétés mécaniques et physiques, notamment en recourant aux traitements thermiques et à l'addition d'éléments d'alliage, ce qui permet de les adapter aux exigences de fabrication et d'utilisation les plus divers.

En termes de performance, les constructions en acier offrent une excellente résistance mécanique (résistance à la torsion, traction ...etc.) et permettent de travailler sous fortes contraintes. L'acier garantit aussi une excellente longévité aux constructions.

I.2. Généralités sur les aciers

L'acier est un alliage de fer contenant moins de 2 % de carbone, comme le définit le diagramme d'équilibre Fer-Carbone (Figure 1). Il peut - être répertorié selon cette teneur en carbone qui fixe son niveau de dureté maximale à l'état trempé. Un acier de haute teneur en carbone sera utilisé pour sa grande dureté alors qu'un acier de teneur plus faible est moins dur et plus malléable. Il contient généralement de petites quantités d'autres éléments que le fer et le carbone, incorporés, volontairement ou non, au cours de son élaboration. On peut également y ajouter des quantités plus importantes d'éléments d'alliage; il est considéré alors comme un acier allié [4].

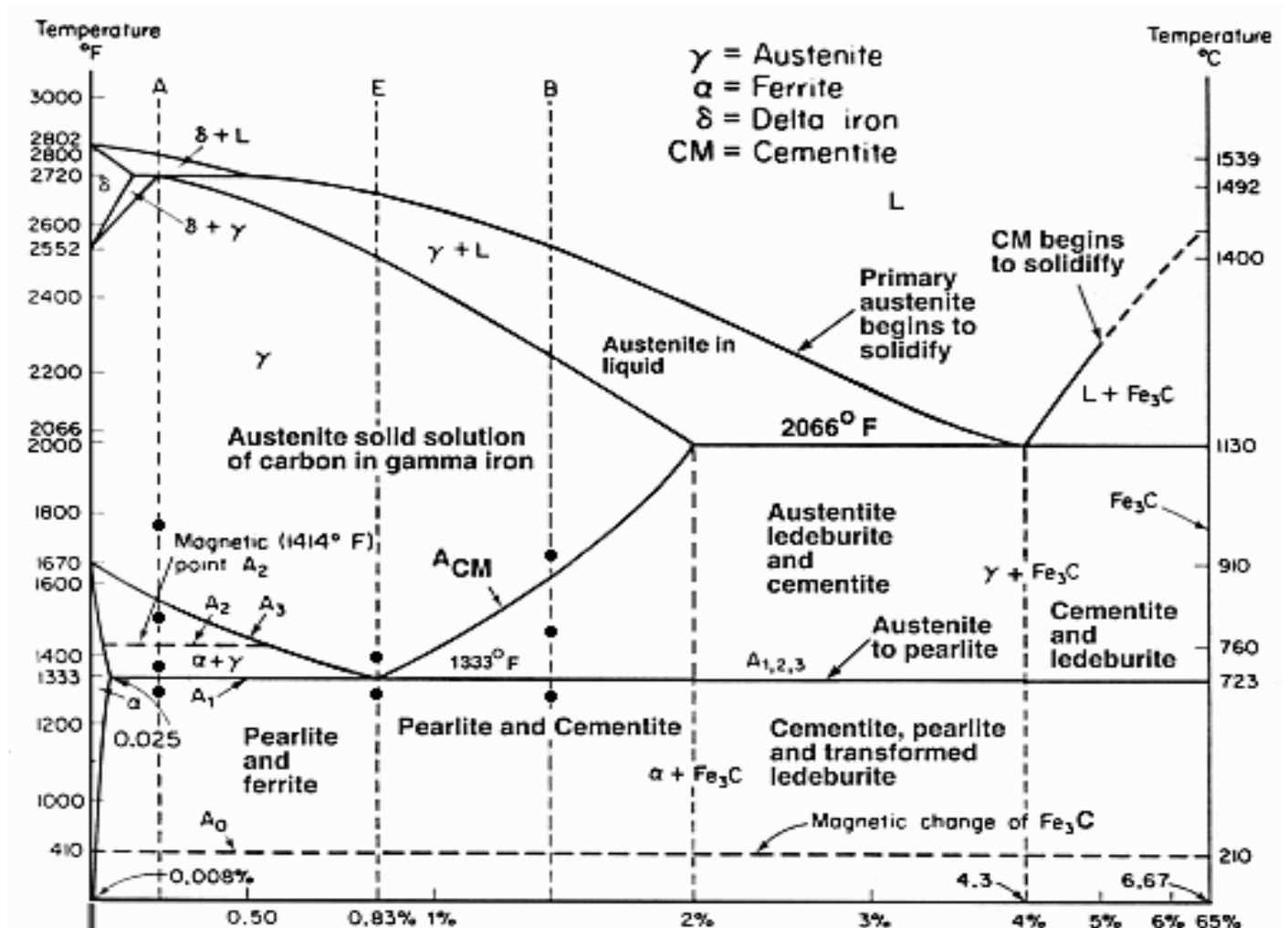


Figure 1 : Diagramme d'équilibre Fer-Carbone [4].

I .3. Classification des aciers

Du fait du nombre élevé d'éléments ajoutés au fer et de la gamme étendue de leur teneur, les aciers présentent un très grand nombre de nuances différentes. On peut classer les divers types d'alliages à base de fer selon leur composition chimique ou selon leur domaine d'utilisation.

L'adoption de cette dernière, nous permet de recenser quatre familles d'aciers [5] :

- ✚ Les aciers au carbone d'usage général,
- ✚ Les aciers de traitements thermiques, alliés ou non,
- ✚ Les aciers inoxydables,
- ✚ Les aciers à outils.

I .4. Aciers à outils

La propriété essentielle d'un acier à outil est la dureté qui exprime la résistance du matériau à l'enfoncement ou à la déformation. Cette propriété doit être atteinte soit à la température ambiante, soit le plus souvent à chaud avec des maintiens sous charge souvent prolongés. Suivant la composition chimique de l'acier, des niveaux de duretés compris entre 40 et 70 HRC peuvent - être obtenus après un traitement thermique de trempe et un revenu. Dans la mesure où les phénomènes de contact avec les matériaux mis en forme par déformation à froid ou à chaud ou par usinage peuvent entraîner des échauffements importants, il est nécessaire que l'acier constituant l'outillage, ait en plus une résistance à chaud suffisante pour éviter un adoucissement trop important en service. C'est cette dernière propriété qui permet de classer les aciers à outils en quatre (04) groupes conformément à la norme ISO/DIS 4957 qui a remplacé la norme NF A 35590. Cette norme s'applique à toutes les normes de produits laminés à chaud ou à froid, forgés ou étirés, et ne prend en compte que les aciers ayant acquis une certaine renommée internationale. Elle désigne les aciers à outils qui sont divisés en quatre (04) groupes différents [6]:9685

- ✓ Les aciers non alliés pour travail à froid,
- ✓ Les aciers alliés pour travail à froid (température de surface inférieure à 200 °C),
- ✓ Les aciers alliés pour travail à chaud (température de surface supérieure à 200 °C),
- ✓ Les aciers rapides, température de surface peuvent atteindre, voire dépasser 600 °C).

❖ **Propriété des aciers a outils :**

a) La ténacité : résistance à l'amorçage et à la propagation des fissures.

b) La dureté : résistance du matériau à la pénétration. Pour les aciers à outils pour travail à chaud, on s'intéresse également à l'évolution de la dureté en fonction de la température de revenu.

c) La résistance à la fatigue thermique : résistance aux effets de chauffages et refroidissements successifs qui peuvent générer des fissures. Cette caractéristique est influencée par la cinétique d'oxydation, les propriétés physiques et mécaniques (notamment diffusivité thermique qui influence le gradient thermique, module d'Young et coefficient de dilatation linéaire) et par la microstructure.

d) La résistance à l'usure : caractérisée par la faculté, pour la surface de l'outil, de conserver son état initial le plus longtemps possible sans endommagement lors de son utilisation. Sans rentrer dans les différents aspects de ce sujet, on peut dire qu'entrent en compte la taille des grains, le taux d'austénite résiduelle, la surface utile (quantité, répartition, géométrie...) et la dureté des carbures primaires. L'indication du tungstène équivalent permet une estimation de la résistance à l'usure liée à la composition chimique.

e) La tenue à la corrosion : Ce sujet qui est fonction du milieu ambiant n'est pas développé ici, nous retiendrons simplement l'usage de chrome dans la composition chimique.

f) La trempabilité : les outils doivent avoir des propriétés homogènes ; pour les pièces massives, ils doivent présenter une bonne trempabilité. Un grand pouvoir trempant est également nécessaire si l'on veut éviter que des déformations en cours de traitement ou en cours d'utilisation n'apparaissent.

I.4.1. Les aciers à outils non alliés pour travail à froid

C'est les plus simple puisqu'ils ne contiennent que du fer et du carbone (0,45 à 1,2 %), les autres éléments y étant présents en teneurs résiduelles variables selon les matières premières et le mode d'élaboration utilisés. À teneur en carbone égales, ces aciers acquièrent après trempe des duretés aussi élevées que celles des aciers alliés. Ils diffèrent cependant de ces derniers, par une trempabilité plus faible, ce qui limite leur emploi à des pièces de sections relativement étroites. Leur trempabilité limitée conduit également à l'emploi de moyens de trempe énergique : eau pure ou salée, et plus rarement pour des pièces de faible section, l'huile [6]. En contrepartie, les aciers au carbone sont moins durs à l'état recuit et présentent de ce fait, une usinabilité et une aptitude au formage à froid bien meilleure [7].

I.4.2. Aciers à outils alliés pour travail à froid

Ces aciers dont la dureté à la température ambiante est supérieure à 50 HRC, mais avec un abaissement sensible au-dessus de 300 °C, peuvent - être divisés en quatre (04) groupes, selon les propriétés d'emploi requis [7] :

✓ **Aciers résistants aux chocs mécaniques**

Caractérisés par des teneurs en carbone comprises entre 0,35 et 0,6 % et des additions de chrome, de silicium, de nickel ou de tungstène (50WCrV8, 45NiCrMo16, 35CrMo7);

✓ **Aciers résistants à l'usure**

Caractérisés par des teneurs en carbone supérieures à 0,9 %, avec des additions en manganèse, de chrome et de vanadium (105V, 99Cr6, 90MnCrV8, 95MnWCr5);

✓ **Aciers à très haute résistance à l'usure**

Caractérisés par des teneurs en carbone supérieures à 0,9 % et des teneurs importantes en chrome, en molybdène et en vanadium (X100CrMoV8, X153CrMoV12, X210Cr12, X210CrW12);

✓ **Aciers résistant à la corrosion**

Caractérisés par des additions importantes de chrome et des teneurs en carbone voisines de 0,4 % (X40Cr14, X38CrMo16).

I.4.3. Aciers à outils alliés pour travail à chaud

Les aciers à outils présentent un ensemble de caractéristiques qui permettent d'une part, leur mise en œuvre (réalisation, traitement thermique et de surface) et d'autres parts, leur tenue en service. Ces aciers doivent posséder, malgré leur structure martensitique revenue, une bonne trempabilité, un volume exempt de criques et de tapures, et peu de variations dimensionnelles. Les aciers à outils se caractérisent par une dureté à température ambiante relativement élevée, comprise entre 40 et 56 HRC, et par une bonne dureté à chaud. Leur propriété essentielle est de posséder un bon niveau de résistance à l'adoucissement qui permet pour certains d'entre eux, d'être utilisés à une température de travail d'environ 600-650°C [8].

Le X38CrMoV5 se classe dans les aciers résistants aux chocs thermiques, du fait de la présence du chrome, du molybdène et du vanadium. Cet aspect est particulièrement important dans le cadre du forgeage à chaud [8].

Les aciers à outils pour travail à chaud se caractérisent généralement par une faible ou moyenne teneur en carbone, associée à des éléments d'alliages comme le nickel, le chrome, le molybdène, le vanadium ou le tungstène [9].

I.5.Diagrammes de phases

Les aciers sont composés de plusieurs éléments dont chacun joue un rôle sur leurs structures et leurs propriétés. Etant donné le nombre important d'éléments qui interviennent dans la composition des aciers, il n'est pas possible d'établir des diagrammes de phases.

Toutefois, il est utile de connaître les diagrammes de phases binaires entre le fer et les autres éléments.

✓ Diagramme Fer-Chrome

Les éléments d'alliage, et leurs proportions, peuvent modifier le diagramme d'équilibre Fer-Carbone. Certains éléments, comme le chrome, tendent à favoriser la cristallisation en phase α , ils sont dits « alphagène ». Comme le montre le diagramme d'équilibre des alliages binaires Fer - Chrome (Figure 2), sur lequel le domaine α est très étendu. Le domaine γ est donc réduit à une zone fermée appelée « boucle γ » [10].

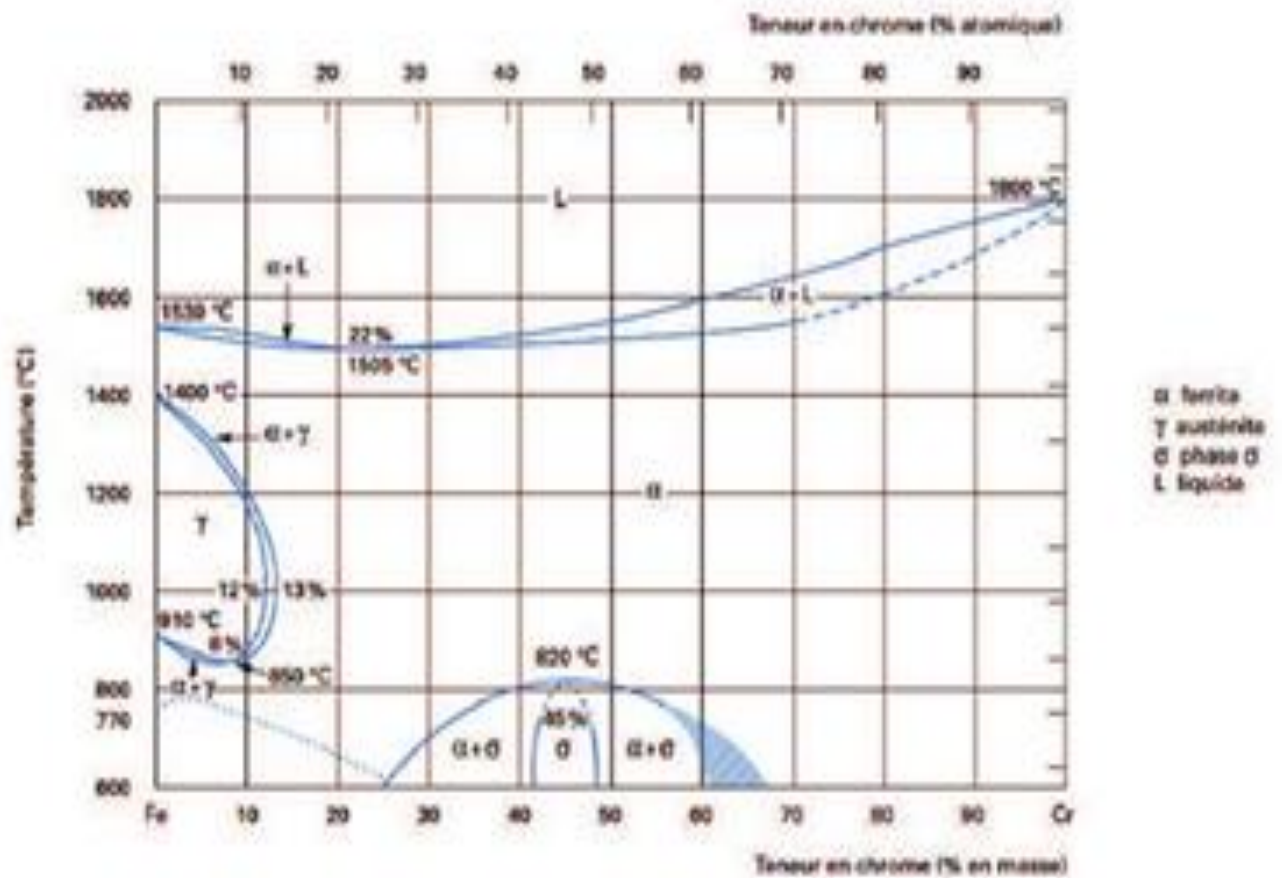


Figure 2 : Pseudo Diagramme d'équilibre des alliages binaires Fer-Chrome d'après Bain et Aborn [10].

On peut délimiter deux régions de teneur en chrome :

- %Cr < 13 : Ces alliages ont la possibilité d'être austénitisés totalement ou partiellement,
- %Cr > 13 : Ces alliages toujours ferritiques, ne peuvent pas subir de durcissement par trempe martensitique.

Une dernière transformation peut se produire entre 400 et 550 °C (Figure .3). Il s'agit d'une démixtion vers 475 °C de la phase α (une solution solide de substitution), en deux phases ferritiques dont l'une à teneur plus élevée en chrome, est connue sous le terme de phase α' qui se présente sous la forme de très fins précipités dans la matrice α . Ce mécanisme est analogue à un phénomène de durcissement structural, mais il peut entraîner une fragilisation de l'alliage [11].

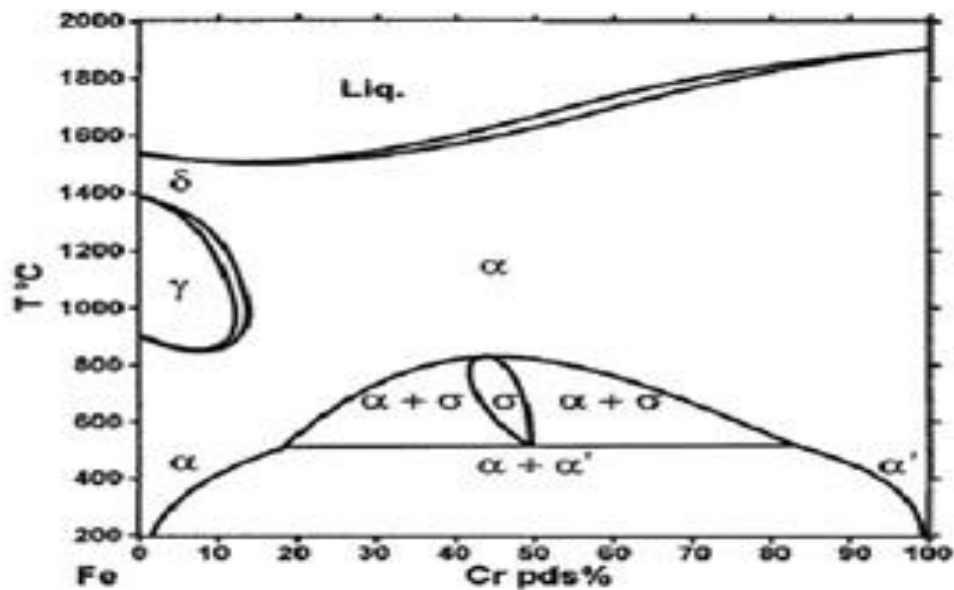


Figure 3 : Système Fer - Chrome [11].

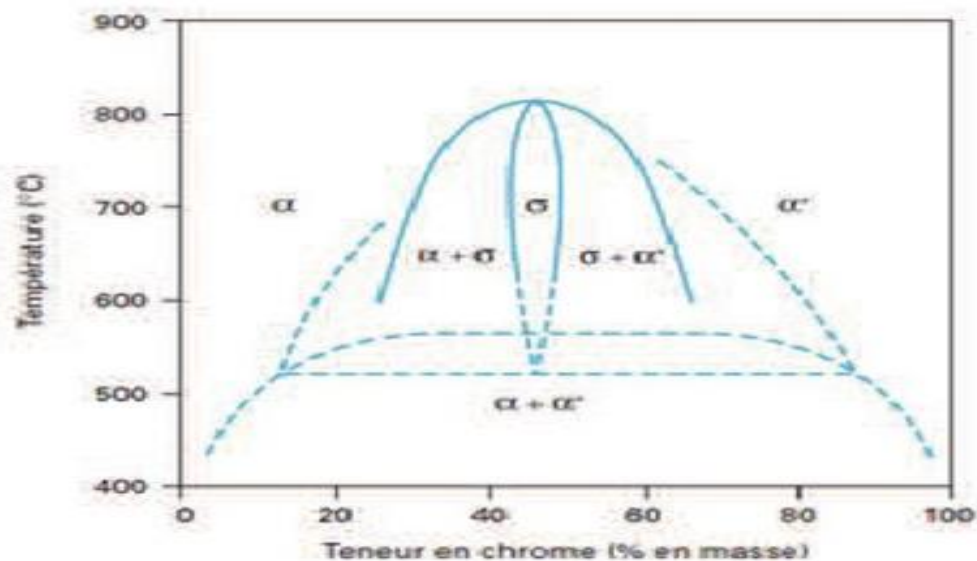


Figure 4 : Diagramme d'équilibre Fer-Chrome à des températures inférieures à 850 °C, d'après Williams

✓ Diagramme d'équilibre des alliages binaires Fer-Nickel

Le diagramme d'équilibre des alliages binaires Fe-Ni (Figure 5) montre que le domaine d'existence de la phase γ augmente avec la teneur en nickel. Le nickel est donc un élément gammagène de structure cubique à faces centrées, il favorise la phase austénitique pour des raisons d'isomorphisme [11].

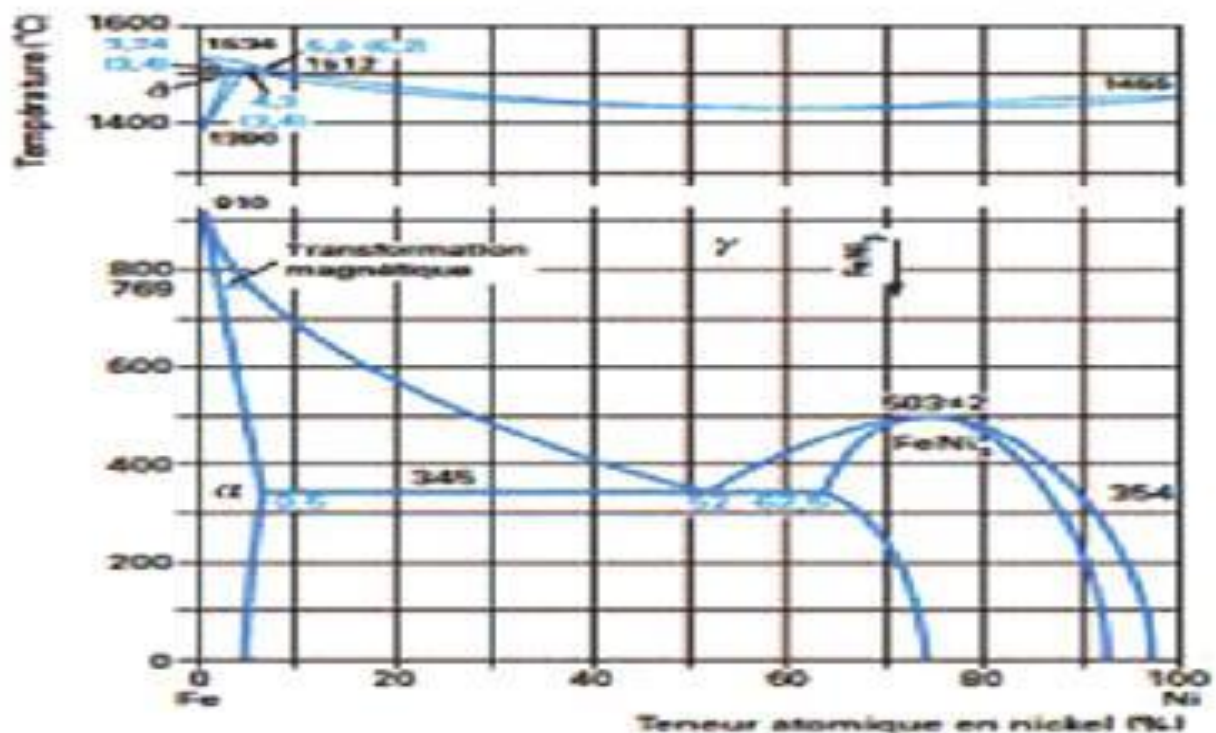


Figure 5: Diagramme d'équilibre des alliages binaires Fe-Ni .[11]

✓ Diagramme d'équilibre des alliages binaires Fer-Chrome-Nickel

L'addition du nickel conduit à l'accroissement de la boucle γ des alliages Fer-Chrome. La phase γ du système Fe-Cr est présente avec une large extension en composition et en température et participe à des équilibres biphasés et triphasés.

La Figure 6 qui est une coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni montre clairement le déplacement de la boucle γ vers les teneurs élevées en chrome lorsqu'on augmente la teneur en nickel [12].

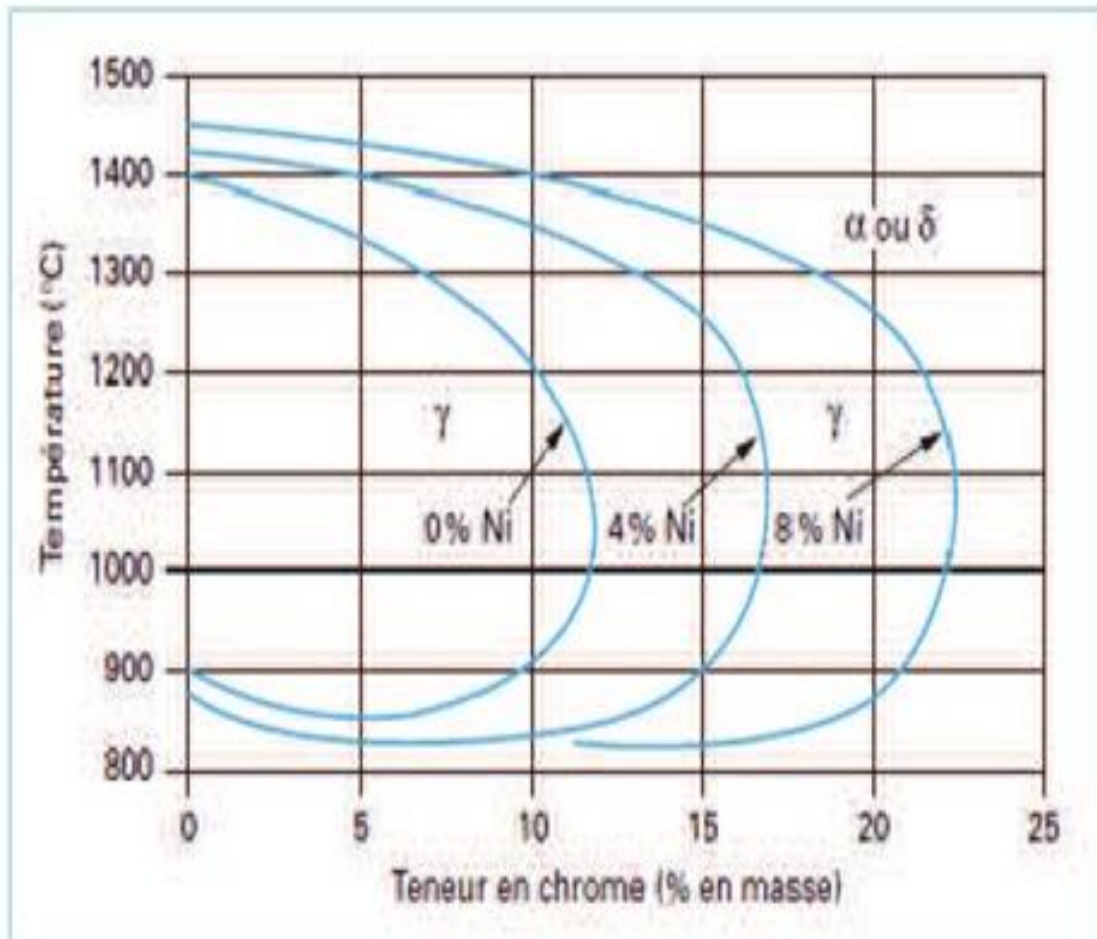


Figure 6 : Coupes de diagramme d'équilibre des phases ternaire Fe-Cr-Ni. [12]

✓ Diagramme de Schaeffler

L'idée de distinguer entre éléments α gènes ou γ gènes a conduit Schaeffler en 1949 [13] à proposer un diagramme pour prédire la structure de l'acier en fonction du pourcentage en chrome (Cr) et nickel (Ni) équivalent (Figure 7).

Ces équivalents sont déterminés par des formules (équations I.1 et I.2) en fonction des différents éléments d'alliage. Chaque élément est affecté d'un coefficient qui représente son pouvoir α gène ou γ gène. Les coefficients d'équivalence sont définis par rapport au chrome et au nickel auxquels sont attribués arbitrairement le coefficient 1.

$$\text{Cr \acute{e}q (\% massique)} = \% \text{Cr} + 1,5\% \text{Mo} + 0,48 \% \text{Si} + 2,3 \% \text{V} + 1,75 \% \text{Nb} + 2,5 \% \text{Al} \quad (\text{I.1})$$

$$\text{Ni \acute{e}q (\% massique)} = \% \text{Ni} + \% \text{Co} + 0,1 \% \text{Mn} - 0,01 \% \text{Mn}^2 + 18\% \text{N} + 3 \quad (\text{I.2})$$

Ces équivalents permettent de déterminer à la température ambiante, la structure d'un acier inoxydable à l'aide du diagramme de Schaeffler, qui détermine les domaines de l'austénite, de la ferrite ou de la martensite.

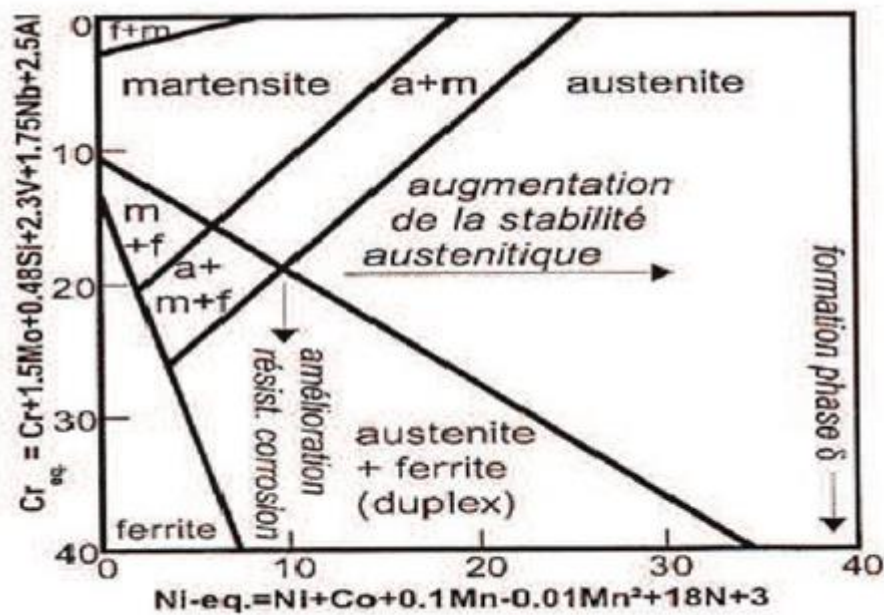


Figure 7 : Diagramme de Schaeffler [13].

Dans ce diagramme, en ordonnée, on porte l'équivalent chrome représentatif des éléments alphagène, et en abscisse l'équivalent nickel, représentatif des éléments gammagène. La position du point représentatif ainsi défini permet de prévoir la structure du métal déposé et sa teneur.

Le diagramme de Schaeffler, montre que pour un équivalent en nickel nettement supérieur à l'équivalent en chrome, l'alliage sera donc 100% austénitique et inversement, un équivalent en chrome prépondérant déterminera une structure 100% ferritique. L'inconvénient majeur de ce diagramme est de ne pas tenir compte de tous les éléments d'addition, en particulier l'azote. D'autres diagrammes permettent de prédire de façon plus précise et pour une plus large gamme de nuances la teneur finale en ferrite.

D'ailleurs Spiedel et Al [14] ont conclu expérimentalement que ce diagramme n'est pas valable pour des alliages riches en Cr, Mn, Mo et Ni à cause de l'effet α -gène du manganèse à hautes teneurs en chrome et manganèse.

✓ Diagramme de Pryce et Andrew

Pour les produits laminés, le modèle de Pryce et Andrew propose un diagramme pour prédire la structure de l'acier en fonction de sa composition chimique [15].

Chrome équivalent : $(Cr_{eq} = (\%Cr) + 3(\%Si) + (\%Mo))$

Nickel équivalent : $(Ni_{eq} = (\%Ni) + 0,5(\%Mn) + 21(\%C) + 11,5(\%N))$

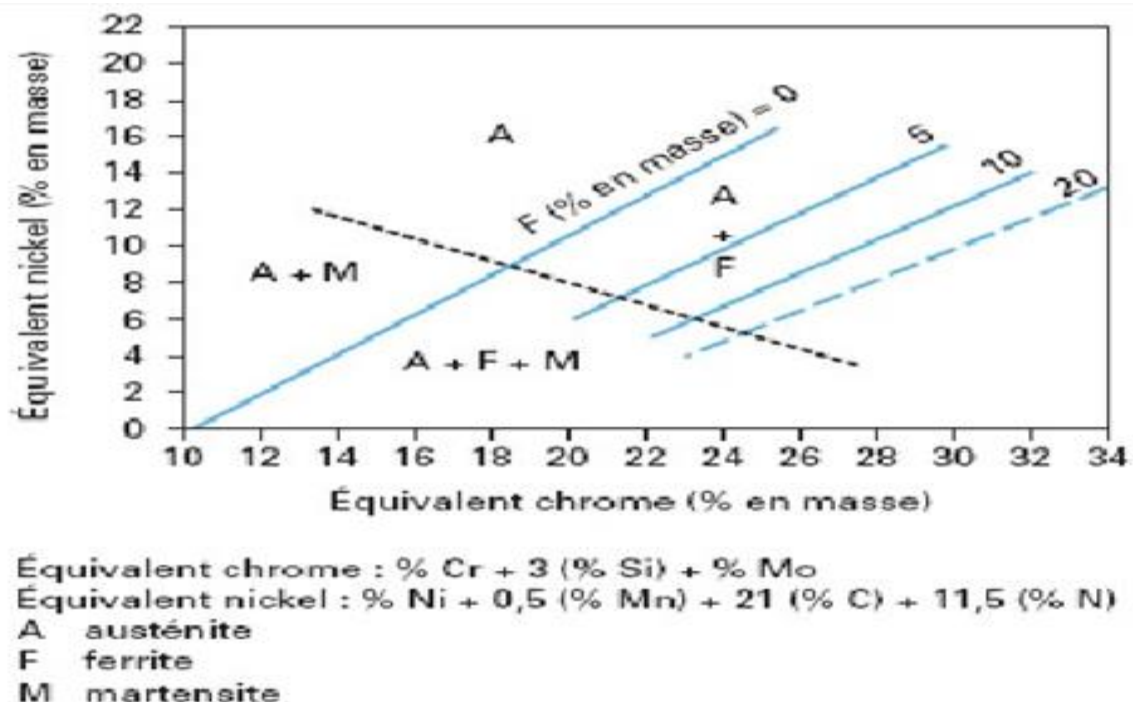


Figure 8: Diagramme de Pryce et Andrews donnant la structure des aciers inoxydables [15].

I.6. Oxydation des aciers à haute température

La corrosion se produit lorsqu'une interaction de type physico-chimique intervient entre la surface de l'acier et son environnement. Dans le cas particulier de la Fonderie Sous Pression d'Aluminium (FSPAL), elle se manifeste par des réactions d'oxydation (corrosion sèche) et d'aluminisation (corrosion aqueuse) de l'acier, résultant du contact respectif de l'acier avec les gaz présents dans la cavité du moule et l'alliage d'aluminium. Ces mécanismes, thermiquement activés, impliquent le transport des espèces chimiques à travers l'interface entre le moule et son environnement. Les réactions d'oxydation se traduisent par la formation de composés d'oxydes de fer et de chrome principalement, et les réactions d'aluminisation par la formation de composés intermétalliques constitués de fer, d'aluminium et de silicium. La dissolution des intermétalliques dans le bain d'aluminium est un autre aspect de la corrosion. Pour Norström, toute fois, l'aluminisation se produit uniquement quand l'aluminium est à l'état liquide ou semi-solide [16].

Il existe deux types de corrosions :

- La corrosion sèche (oxydation ou corrosion par les gaz à haute température) lorsqu'il s'agit d'un environnement sec, comme par exemple l'attaque d'un métal par un gaz qui se traduit par une réaction chimique d'oxydo-réduction entre le métal et un agent corrosif non métallique (O, Cl, F, SO₂, CO, CO₂, H₂O...), avec formation d'un composé (oxyde, chlorure, sulfure, fluorure...), en milieu gazeux ;
- La corrosion humide (électrochimique ou aqueuse) lorsqu'il s'agit d'un environnement liquide servant d'électrolyte : Il s'agit là encore d'une réaction d'oxydo-réduction, mais avec des échanges d'électrons (à travers le métal) et d'ions (à travers un liquide polaire, généralement une solution aqueuse, jouant le rôle d'électrolyte).

Le mécanisme de formation des produits de corrosion repose généralement sur les étapes qui se résument comme suit [17] :

- Epaissement de ce film assuré par la diffusion des espèces (cations métalliques et/ou anions) à travers la couche d'oxyde ;
- Apparition de fissures ou micro-fissures dans le métal et/ou dans la couche d'oxyde ;

- Adsorption et dissociation des molécules du dioxygène en surface du métal ;
- Germination et croissance bidimensionnelle de l'oxyde;
- Croissance tridimensionnelle de la couche d'oxyde, induisant l'apparition d'un film fin, superficiel, compact et adhérent ;
- Extension de ces fissures à l'interface métal/oxyde pouvant aboutir au décollement de la couche protectrice altérant dramatiquement les propriétés de l'alliage métallique.

La teneur relative en oxyde de chrome augmente avec la teneur en chrome dans la matrice. L'ajout du silicium est également favorable. L'augmentation de la teneur en chrome entre 2,25 et 12 % permet la formation rapide et durable de la chromine qui garantit une résistance à l'oxydation à des hautes températures.

Dans des conditions isothermes, les couches de Cr_2O_3 seront protectrices jusqu'à 1000 - 1100°C, les couches de Al_2O_3 le seront jusqu'à 1400 °C et celles de SiO_2 le seront jusqu'à environ 1700 °C [19].

La protection de l'acier est assurée par la formation après oxydation d'une couche d'oxyde protectrice, adhérente, stable, dense et à croissance lente. Une protection efficace est généralement associée à un oxyde qui croît lentement grâce à un mécanisme contrôlé par la diffusion.

I.6.1. Aspects thermodynamiques de l'oxydation à haute température

Quand un métal s'oxyde, l'enthalpie libre G du système change, sa variation est égale au travail utile ou absorbé. La variation de l'enthalpie libre ΔG peut- être présentée comme suit :

$$\Delta G = \Delta G (\text{produits}) - \Delta G (\text{réactifs})$$

Trois cas sont possibles [18]:

1. L'énergie libre est positive ; le métal est actif, il y'a corrosion, c'est le cas le plus courant des métaux usuels ;

2. L'énergie libre est positive ; le métal est passif, il n'y a pas de corrosion par suite de frottements chimiques, qui s'opposent aux développements des réactions de combinaison. C'est un cas assez rare et souvent instable ;

3. L'énergie libre est nulle ou négative : le métal est indifférent aux agents agressifs habituels, aucune réaction n'est possible, c'est le cas des métaux nobles.

Lorsque un métal, tel que le fer, possède plusieurs degrés d'oxydation, il est susceptible de former plusieurs composés. À partir du diagramme d'Ellingham-Richardson, il est possible de prédire, si les oxydes d'aluminium et de chrome sont plus stables que ceux du fer ou du nickel par exemple.

En raison de la pression partielle en oxygène d'équilibre très basse de l'oxyde de chrome et de l'oxyde d'aluminium, les alliages métalliques chromino-formeurs (qui génèrent principalement une couche de chromine Cr_2O_3) et les alliages alumino-formeurs (qui forment principalement une couche d'alumine Al_2O_3) sont ceux qui résistent le mieux à l'oxydation à haute température, en générant des couches d'oxydes compactes et protectrices à leur surface. La formation d'une couche continue de silice SiO_2 permet également de donner des effets bénéfiques sur la corrosion à haute température [19].

I.7. Caractéristiques fondamentales des aciers

I.7.1. Allotropie et alliages binaires de fer

Le fer métallique existe sous deux formes cristallines:

1) Le fer cubique centré, stable au-dessous de 910 °C (fer α) et au-dessus de 1400 °C (fer δ). Les solutions solides dans le fer α sont appelées ferrites;

2) Le fer cubique à faces centrées, stable entre 910 °C et 1400 °C (fer γ). Les solutions solides dans le fer γ sont appelées austénites [20].

La solubilité des éléments d'alliages diffère d'une forme allotropique du fer à une autre. Ceci entraîne l'existence de domaines de transformations très différentes en présence d'éléments d'addition. Dans le fer pur, le passage du fer α au fer γ se produit à une température bien

définie. La présence d'un élément d'addition provoque l'apparition d'un domaine plus au moins étroit dans lequel les deux variétés allotropiques peuvent coexister en équilibre [20].

Les diagrammes d'équilibre Fer - Carbone permettent de classer les éléments d'addition en deux types :

- 1) Eléments stabilisateurs d'austénite ou gammagène (type A);
- 2) Eléments stabilisateurs de ferrite ou alphagène (type B).

Eléments de type A : Dans ce cas l'élément d'addition élargit le domaine de stabilité de l'austénite en abaissant la température de transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ et en élevant la température de transformation $\gamma \leftrightarrow \delta$. La région biphasée ($\gamma + \delta$) atteint le domaine de fusion. Le domaine ($\alpha + \gamma$) est déporté vers la température ambiante sous l'action de certains éléments (exemple : Mn, Ni, Co) (voir la Figure 9a).

Eléments type B : les éléments de ce type rétrécissent le domaine de stabilité de la phase γ et, finalement, le suppriment. Le domaine austénitique est entouré d'une région biphasée ($\alpha + \gamma$)

ou ($\delta + \gamma$) non coupée par des domaines de stabilité de composés intermétalliques ou de solutions solides dans l'élément d'addition (exemple : Si, Cr, W, Mo, P, V, Ti, Be, Sn, Sb, As, Al (voir la Figure 9b).

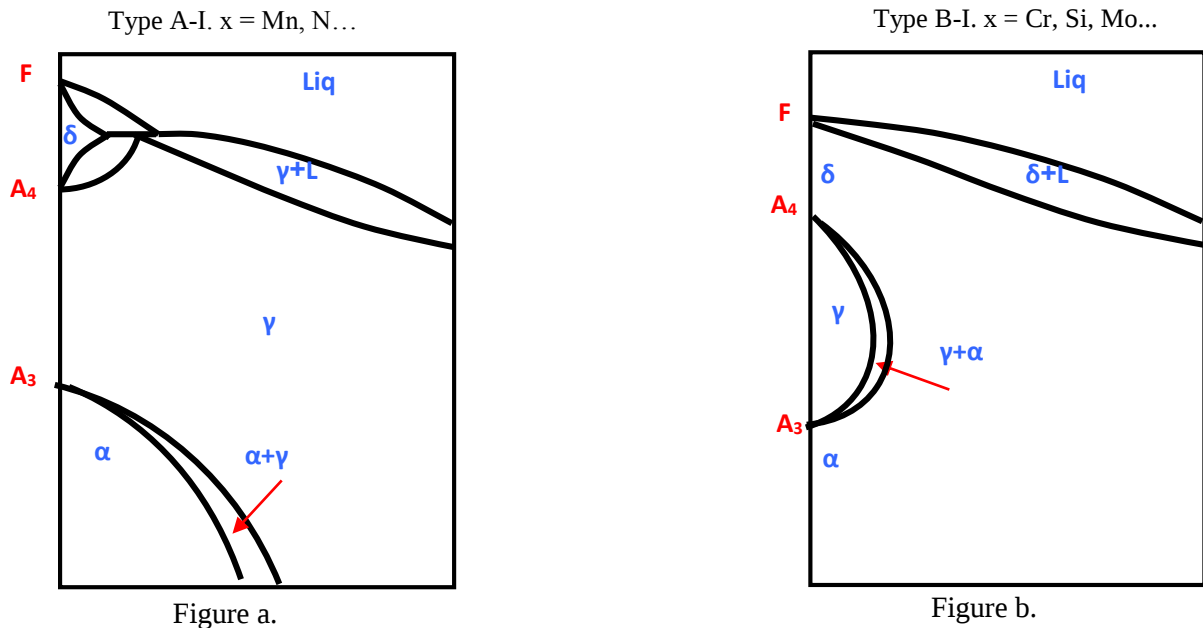


Figure 09 : Influence des éléments gammagène et alphagène sur le diagramme d'équilibre des alliages binaires Fe-C(Fe₃C) [20].

I.8. Influence des éléments d'additions

Tous les aciers industriels contiennent, outre le carbone, d'autres éléments qui sont, soit résiduels non éliminés au cours de l'élaboration du métal, soit des éléments résultant d'additions faites volontairement. Ces éléments agissent sur les points de transformation de l'acier et sur la vitesse à laquelle se transforme l'austénite au cours du refroidissement. Ils exercent un effet de stabilisation plus ou moins marqué des phases cubiques à faces centrées et cubique centrée. Ils agissent donc sur la structure des aciers et modifient largement leurs propriétés, ce qui élargit largement le champ d'application de ces matériaux [21].

L'introduction d'éléments d'addition peut produire les effets suivants sur le diagramme Fe-C :

- Conformément à la règle des phases, le nombre de phases susceptibles d'être en équilibre n'est plus limité à deux ;
- La température et la composition correspondant à l'eutectoïde peuvent être modifiées (Figure 10).

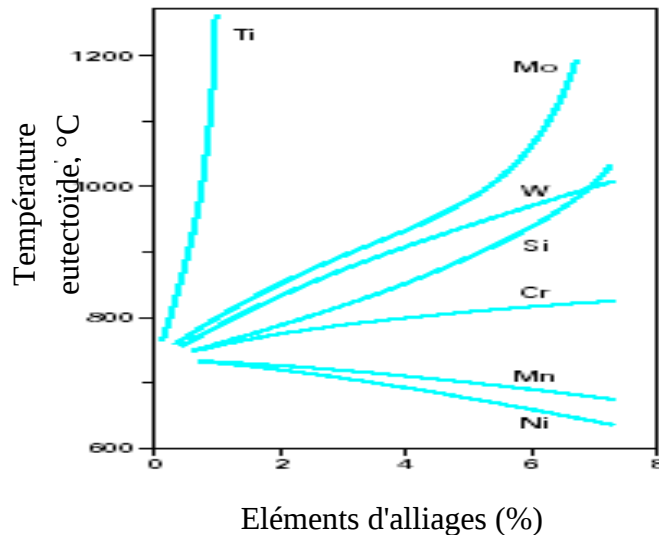


Figure 10 : Déplacement de la température eutectoïde par les divers éléments d'alliage [22].

L'influence des éléments d'alliage, susceptibles d'être introduits dans les aciers, doit être étudiée en fonction divers paramètres :

- Leur solubilité ;
- Leur action sur les structures d'équilibre ;
- Leur aptitude à former certains composés (carbures, nitrures, oxydes, sulfures et intermétalliques) ;
- Leur action sur les transformations hors équilibre [21].

Manganèse

L'action du manganèse est différente selon qu'il s'agisse de l'acier perlitique ou de l'acier austénitique. Pour l'acier perlitique, le décalage entre A_{C3} et A_{r3} est d'une dizaine de degrés avec 1 % de manganèse. Avec un pourcentage de 4.4 % de manganèse, ce décalage peut atteindre 200 °C.

Pour les aciers à moyen carbone et haut carbone perlitique, le manganèse a une action double : il augmente la dureté de la ferrite et affine la perlite. En conséquence, la dureté et la résistance à la rupture sont les mêmes avec des additions de manganèse et un carbone inférieur, d'où une ductilité plus grande à résistance égale. L'eutectoïde contient moins de

carbone pour les aciers au manganèse, ce dernier retarde la transformation de l'austénite au refroidissement [22].

L'effet du manganèse sur les traitements thermiques des aciers est primordial. Il réduit la vitesse de refroidissement nécessaire et permet en conséquence d'éviter la formation de perlite fine au lieu de la martensite désirée, pour une température donnée de transformation isotherme. C'est, ce que l'on résume en disant que : le manganèse abaisse les point M_s et M_f (début et fin de formation de la martensite). Cet effet est sensible à partir de 1 % de manganèse [22].

La solubilité du manganèse dans le fer γ est infinie, par contre, elle est d'environ de 10 % à 245 °C dans la ferrite. Le pouvoir carburigène du manganèse est inférieur à celui du chrome. Dans les aciers à forte teneur en carbone, il favorise l'austénite résiduelle après trempe par suite de l'action sur le point M_s [21].

Les effets spécifiques du manganèse sont tels que ce métal d'addition est indispensable pour les aciers. Sans manganèse, le métal ne peut pas travailler à chaud. Le manganèse, en tant que désoxydant, a un effet bénéfique sur les caractéristiques de travail du métal à chaud [22].

- **Nickel**

Le nickel abaisse les points critiques A_1 et A_3 en fonction de son pourcentage. Pour de faibles teneurs en nickel, les aciers sont perlitique. Pour des teneurs plus élevées en nickel, l'intervalle critique est abaissé vers 350 °C, et, les aciers ont une même structure que des aciers au chrome convenablement trempés, ils sont martensitiques. Enfin, au-dessus d'un certain pourcentage, les aciers sont austénitiques, avec des points critiques abaissés au-dessous de la température ordinaire. Ces différentes structures sont résumées sur le diagramme de Guillet (Figure 11) [22].

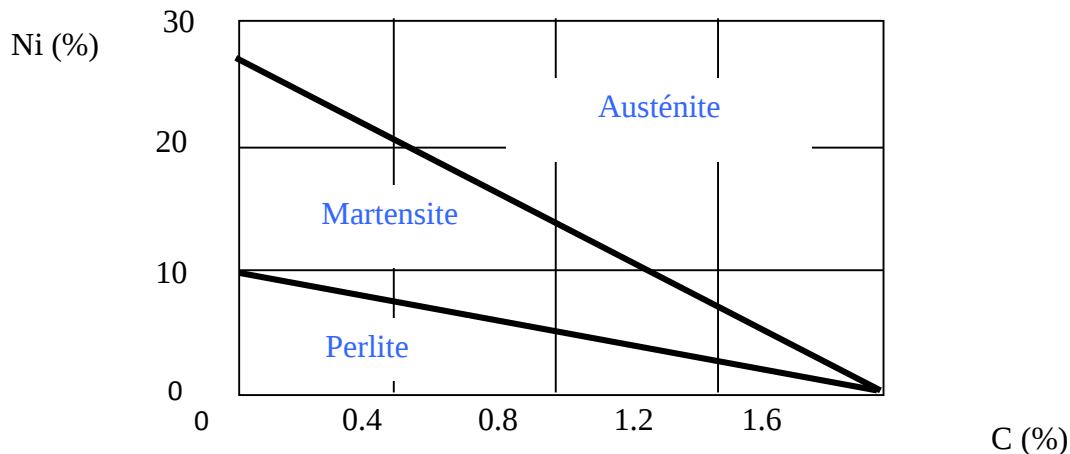


Figure 11 : Diagramme de Guillet [23].

Le nickel est soluble dans le fer en toute proportion à l'état solide ou liquide. Dans les aciers, il est en solution dans la ferrite, ce qui accroît la résistance mécanique sans augmenter la fragilité. Il tend à faire passer la perlite de l'état lamellaire à l'état sorbitique, ce qui concourt à augmenter sa résistance [22]. Le nickel présente les avantages suivants pour les aciers :

Température de trempe plus basse pour les aciers et la vitesse critique de trempe plus faible, rendant le traitement thermique plus facile et réduisant les risques de déformation et de tapures (plus grande pénétration de trempe, et la résistance à la corrosion est améliorée) [22].

• Chrome

Pour expliquer les divers aspects de l'action du chrome, il convient d'examiner son action sur les constituants. Pour les aciers à moyen carbone ou élevé, la durée nécessaire pour la transformation isotherme de l'austénite est nettement augmentée par le chrome, tant pour l'intervalle perlitique que pour l'intervalle bainitique. Pour les aciers à moyen carbone, au-delà de 2 à 3 % de chrome, il y a suppression de la transformation de la perlite, alors qu'on aura la formation de la bainite, pour des refroidissements lents. Cette lenteur de refroidissement permet d'éviter la formation de la martensite.

Avec 2 à 3% de chrome, la perlite obtenue est fine et la résistance à la rupture augmente proportionnellement à la teneur en chrome [22].

L'effet du chrome est diminué par le pourcentage en carbone nécessaire pour obtenir de l'austénite dans les aciers à bas carbone. Il réduit l'intervalle de températures qui permet l'obtention de l'austénite. En général, les effets du chrome qui motivent son emploi dans les aciers sont l'amélioration des propriétés mécaniques, de la résistance à l'oxydation, à la corrosion et à l'usure. De plus, le recours au chrome est indispensable pour l'élaboration des aciers pour la nitruration.

- **Molybdène**

Ce métal, soluble dans le fer alpha, produit une expansion du réseau cristallin du fer. Il est soluble aussi dans la phase carburée où il forme un complexe fer-molybdène-carbone. La vitesse de diffusion du molybdène, comparée à la vitesse de diffusion du carbone, est très lente. Aux températures supérieures à 1100 °C, le molybdène augmente la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite et retarde sensiblement cette vitesse aux températures inférieures. Des chercheurs ont mis en évidence qu'un pourcentage d'environ 2 % de molybdène augmente la température de recristallisation de l'austénite d'environ 180 °C [22]. Les effets du molybdène se manifestent par son action sur la ferrite en solution solide, sur la composition, la formation et la distribution des carbures [22].

La modification de la structure perlitique des aciers à moyen carbone et à carbone élevé est due à la formation des carbures du molybdène, qui retardent la formation des structures perlitique. Des teneurs de 0,15 % de molybdène suffisent à espacer les lamelles de perlite. À 0,75 % de molybdène, la structure est considérablement modifiée, car déjà à 0.30 %, on peut avoir une structure bainitique, due au ralentissement de la formation de la perlite par le molybdène. Le molybdène est utilisé en outre pour l'élaboration des aciers rapides. Il augmente la dureté aux températures élevées où il peut remplacer le tungstène [22].

- **Niobium**

C'est un élément carburigène dont la température de fusion est de 1950 °C. Une faible teneur en niobium favorise la formation des carbures et des nitrures ou des carbonitrures. Il est utilisé dans les aciers spéciaux pour affiner les grains de la matrice et les carbures primaires qui se forment dans les aciers au carbone [22].

- **Titane**

Doit être utilisé à une teneur qui dépasse le quadruple de la teneur en carbone. Il évite l'altération des structures métallurgiques lors du travail à chaud, en particulier lors des travaux de soudure [22].

- **Silicium**

C'est un élément alphasène, il augmente la résistance à la corrosion et améliore les propriétés d'emploi à haute température, ce qui lui confère une bonne résistance à l'oxydation à chaud dans l'acide nitrique, mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage [22].

- **L'azote**

Stabilisateur de l'austénite, associé à une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire. Il a une influence bénéfique sur la résistance à la corrosion par piqûres et la résistance à la corrosion par crevasse par précipitation du nitrure de chrome Cr_2N moins riche en chrome que le Cr_{23}C_6 provoquant un moindre appauvrissement en chrome au voisinage des joints de grains [22,33].

- **Cuivre**

Il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid [22].

- **Vanadium**

Il affine le grain primaire donc la structure de coulée; puissant générateur de carbures, d'où accroissement de la résistance à l'usure, de la tenue en coupe et à la chaleur; de ce fait, utilisation privilégiée comme composant additionnel d'alliage dans les aciers rapides, de travail à chaud et résistant au fluage à température élevée. Amélioration substantielle de la résistance au revenu, réduction de la sensibilité à la surchauffe. V affinant le grain et inhibant la trempe à l'air suite à la formation de carbures, il favorise l'aptitude au soudage des aciers de traitement. Suite à la constitution de carbures, accroissement de la résistance à l'hydrogène sous pression V rétrécit la zone γ et décale le point Curie en direction de températures plus élevées.

- **Carbone**

Elément fortement gammagène (diagramme de Schaeffler), il contribue à stabiliser l'austénite lors de déformations à froid. Par contre, il peut provoquer la formation de carbures de chrome Cr_{23}C_6 intergranulaires qui diminuent la résistance à la corrosion intergranulaire.

Tableau 1 : Influence de quelques éléments d'alliages sur les caractéristiques des aciers [22].

Elément	Influence	Influence sur la ferrite	Solubilité à l'état solide		Tendance aux carbures
			Dans le fer γ	Dans le fer α	
Cr	-Accroît modérément la trempabilité dans la même proportion que le manganèse. - élève la température des points de transformation, resserre donc la zone de l'austénite. - Augmente la résistance à la corrosion, le rapport E/R, la résilience, la limite de fatigue et les caractéristiques mécaniques à haute température.	- Au-delà de 14 %, on a des aciers ferritiques à hautes températures.	12.8 % 20 % avec 0.5% C	Totale.	> à celle du Mn. < à celle du W.
Mn	- Accroît modérément la trempabilité. - Facilite le forgeage. - Forme des aciers résistants à l'usure (écrouissage) pour (1 à 1.4 %) et Mn élevé (12 à 14%) et résiste aussi au choc. - Donne aux aciers une aptitude à la surchauffe et aux tapures qui, à forte teneur, rend le traitement délicat. - Contrebalance par formation de MnS, la fragilité et la mauvaise aptitude au travail à chaud causé par le soufre. - L'excès de Mn rend l'acier	- Durcit notablement - Réduit légèrement la ductilité. -Fragile (5 à 8%).	Illimitée.	15 à 18%	> à celle du fer. < à celle du chrome.

Ni	- Accroît modérément la trempabilité mais tend à accroître le taux de carbone dans l'austénite. - Abaisse la température de transformation du fer α en fer γ. - Au-delà de 25%, on a toujours des aciers austénitiques. - Accroît la résistance des aciers non traités.	Accroît la résistance et la ténacité.	Illimitée.	25% indépendante du carbone.	Moins que le fer.
Ti	- Réduit la dureté martensitique et s'oppose à la trempabilité à l'air dans les aciers au chrome moyen. - Donne une meilleure résistance à l'oxydation à chaud (soudure). - Empêche la formation d'austénite dans les aciers à chrome élevé. - Empêche la ségrégation locale du chrome. - Grande affinité pour l'azote: empêche les soufflures en fixant l'azote dissous.	Crée un système durcissant avec le vieillissement dans les alliages Fe-Ti.	0.75% 1% avec 0.20% de C.	6% Plus faible aux basses températures.	La plus grande connue (2% Ti rendent l'acier à 0.5% de carbone non trempable).
Mo	- Accroît fortement la trempabilité davantage que le chrome et 3 fois plus que le nickel. - Accroît la résistance et la dureté au rouge. - augmente la résistance à la corrosion des aciers inoxydables. - forme des particules résistant à l'abrasion. Par la formation de MoS, rassemble des porosités internes sous le pont de solidification dans le lingot.	Crée un système durcissant au vieillissement dans les alliages Fe-Mo riches en molybdène.	3% 6% avec 0.3% de C.	32% Plus faible aux basses températures	- Très accusée plus que celle du chrome

I.9. Tendances générales de la répartition des éléments d'additions

On peut énoncer les tendances à la combinaison des éléments mais leurs répartitions dans un cas donné dépendent de la composition de l'acier. Le Tableau 3 montre les comportements approximatifs des éléments d'addition [21].

Tableau 2 : Comportement approximatif de quelques éléments [21]

Eléments	En solution solide dans la ferrite	Combiné dans des carbures	Dans des inclusions non-métalliques	Dans des composés intermétalliques
Ni	Ni	-	-	Ni ₃ Al
Si	Si	-	Si ₂ O, Si _x O _y	-
Al	Al	-	Al ₂ O ₃	Al _x N _y
Mn	Mn	Mn	MnS, MnO	-
Cr	Cr	Cr	Cr _x O _y	-
W	W	W	-	-
Mo	Mo	Mo	-	-
V	V	V	V _x O _y	V _x N _y
Ti	Ti	Ti	Ti _x O _y	Ti _x N _y C _z , Ti _x N _y
P	P	-	-	-
S	S	-	(Mn, Fe)S, ZrS	

En absence de carbone, des quantités très importantes d'éléments métalliques usuels (sauf le plomb et le cuivre à des teneurs supérieures à 0.8 %) se trouvent en solution dans la ferrite. le pouvoir carburigène des éléments ne se manifeste qu'en présence de quantités suffisantes de carbone. Le pouvoir carburigène prend beaucoup d'importance à température élevée, étant donné la forte quantité de carbone soluble dans l'austénite. Le carbure de fer est instable à toute température. Parmi les éléments carburigène, le manganèse est sans doute le moins actif.

En présence de faibles quantités d'éléments carburigène, les éléments d'addition peuvent remplacer partiellement le fer dans la cémentite.

Les aciers alliés sont généralement chauffés de manière à ce qu'ils se trouvent en majeure partie à l'état austénitique.

Les éléments d'addition peuvent se trouver dans trois états :

- 1) Dissouts dans l'austénite ;
- 2) Combinés à l'état de carbures ;
- 3) Combinés à l'état d'inclusions non-métalliques.

Le nickel, le manganèse et le cobalt sont solubles en toutes proportions dans l'austénite, à l'exception du titane et du niobium. On peut dissoudre plusieurs pourcents d'éléments usuels dans l'austénite. Les aciers alliés peuvent être traités à teneur moyenne en carbone de manière à ce qu'ils se trouvent presque complètement à l'état austénitique [24].

D'un point de vue structural, l'austénite des aciers alliés n'est pas différente de celle des aciers au carbone. Elle est cependant plus dure à une température donnée et rend plus difficile le laminage et le forgeage. Si, l'on pouvait examiner l'austénite des aciers alliés à température élevée, il est probable que rien n'indiquerait la présence d'élément d'addition, sauf peut-être une tendance à résister davantage à la surchauffe. La différence entre les austénites ne se manifeste qu'au refroidissement (différence des vitesses de transformation) [24].

Le rôle principal des éléments dissouts dans l'austénite est de diminuer la vitesse de transformation de l'austénite au-dessous de la température critique des traitements isothermes. Il est nécessaire de diminuer la vitesse de transformation dans le cas de l'obtention des structures martensitiques, ou la bainite inférieure. Les éléments d'alliages, par leur pouvoir trempant, peuvent avoir un effet sur la possibilité d'étendre la trempe vers le domaine des pièces de fortes sections avec une amélioration des structures et une fragilité moindre [22]. Cette amélioration a lieu dans l'ordre suivant : nickel, silicium, manganèse, chrome, molybdène. Ces éléments sont présents principalement dans la phase des carbures des aciers et ne sont dissouts qu'à de très hautes températures et à des vitesses bien plus lentes que le carbure de fer [22]

La présence de carbures non dissouts abaisse la concentration du carbone dans l'austénite au-dessous de la concentration moyenne de l'acier. Si, les carbures contiennent des éléments d'addition à teneur supérieure à la concentration globale dans l'acier, l'austénite est appauvrie en ces éléments. C'est le cas des aciers au Chrome, Molybdène, Vanadium, Niobium et Titane et, dans une moindre mesure, de certains aciers au Manganèse. Les carbures riches en Titane restent non dissouts et abaissent la teneur en carbone de manière telle que la trempabilité devient presque égale à celle du matériau sans carbone. Les carbures non dissouts sont des inclusions dures, inertes et jouent un rôle passif au cours des traitements thermiques ; ils peuvent cependant servir de lieux préférentiels pour la germination de la perlite et retarder la croissance du grain. La température élevée permet aux éléments de diffuser facilement.

Lors de la première chute de température, les carbures les plus stables se forment car l'affinité chimique domine [24].

La phase carburée est le second constituant principal des aciers recuits. Dans une matrice ferritique donnée, les propriétés mécaniques à la température ambiante sont influencés de la même manière par des dispersions analogues de particules dures, et ceci, quel que soit la composition de la phase dispersé. Il semble probable que, inversement, les différences de propriétés des agrégats peuvent être fortement influencées par la composition de la matrice : celle-ci tend à atteindre un équilibre thermodynamique avec les carbures au cours des traitements thermiques [24].

Tous les carbures d'aciers sont durs et fragiles, leurs compositions a peu d'effet sur les caractéristiques de traction. La résistance à l'abrasion qui se manifeste lorsque les particules des carbures sont suffisamment grosses fait intervenir d'autres propriétés. Dans ce cas, les carbures spéciaux n'agissent pas de la même manière que le carbure de fer. Certains carbures coalescent beaucoup moins vite que la cémentite et modifient notablement les propriétés de l'acier. Le Manganèse, le Chrome, le Molybdène, le Tungstène, le Tantale, le Vanadium, le Niobium et le Titane sont des éléments carburigène. Ils tendent à se localiser dans les carbures, pourvu que la teneur en carbone soit suffisante. Á l'exception du manganèse, un peu plus carburigène que le fer, une faible quantité des éléments cités peut s'introduire dans le réseau des cristaux de cémentite Fe_3C . Ceci ne limite pas la quantité d'éléments carburigène

présents dans les carbures. Au contraire, si la teneur en éléments carburigène est suffisamment élevée, il se forme de nouveaux carbures complexes [24].

I.10. Microstructure des aciers alliés

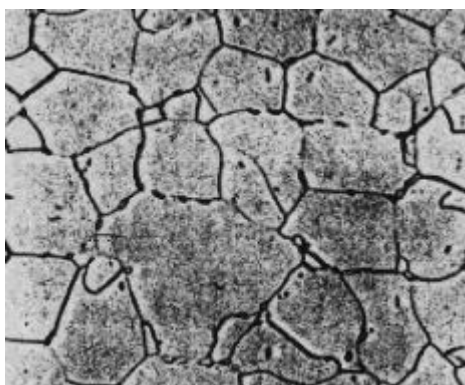
Les composants microstructuraux composant les aciers alliés dépendent de la composition chimique, principalement de la nature des éléments d'alliages, et aussi du type de traitement thermique adopté. Principalement, la microstructure est composée d'une ou de deux ou plus de phases principales : une phase constituant la matrice et la deuxième phase les carbures. La matrice à elle seule peut englober plusieurs produits de transformation du fer par contre la phase carbure peut englober divers type de carbures dépendant de la nature et de la teneur en éléments d'alliage et du traitement thermique.

I.10.1. Matrice

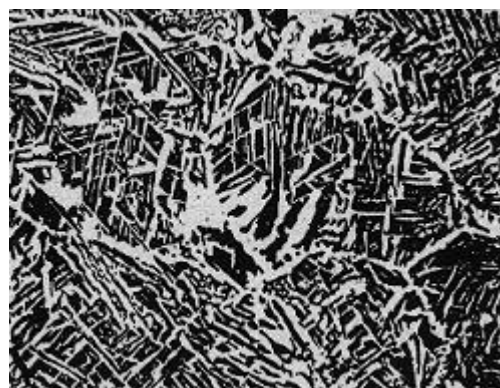
La matrice englobe divers composants microstructuraux tels que :

➤ Ferrite

C'est une solution solide d'insertion de quelques atomes de carbone dans le fer, de maille cubique centrée (CC), pouvant contenir entre 0.005 et 0.008 % de carbone à la température ambiante et environ 0.03 % de carbone à 720 °C. La solubilité maximale en carbone est de 0,05 %. Communément appelée fer alpha, c'est un constituant très ductile, résilient, peu résistant et magnétique à la température ambiante jusqu'à 770 °C (point de curie) [25]. La ferrite peut - être granulaire ou aciculaire (Figure 12). La dureté de la ferrite peut- être améliorée par les éléments d'addition (Figure 13).



Ferrite granulaire



Ferrite aciculaire

Figure 12 : Aspect de la ferrite après attaque au Nital

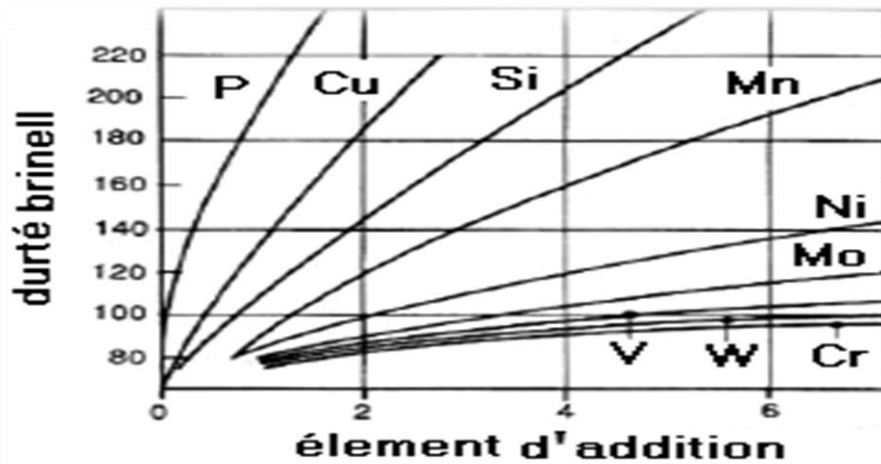


Figure 13 : Influence de quelques éléments sur la dureté de la ferrite [26].

Elle est ductile et malléable : HV= 80 à 100

➤ Perlite

C'est un mélange homogène de ferrite et de cémentite qui peut avoir des aspects lamellaire ou globulaire (après un recuit d'adoucissement) et se présente sous l'aspect de lamelles alternées de ferrite et de cémentite (Figure 14). La transformation perlitique a un caractère de diffusion, en première étape. Elle est caractérisée par l'apparition des germes de cémentite sur les joints de grains de l'austénite. La deuxième étape montre le développement des germes de la cémentite suite à l'appauvrissement des zones voisines en carbone de l'austénite et se transformant ainsi en ferrite. La solubilité du carbone dans la ferrite est très faible, ce qui conduit à la précipitation du carbone se trouvant dans la ferrite dans le domaine de l'austénite voisin [25]. Sa dureté = 200 -250 HB

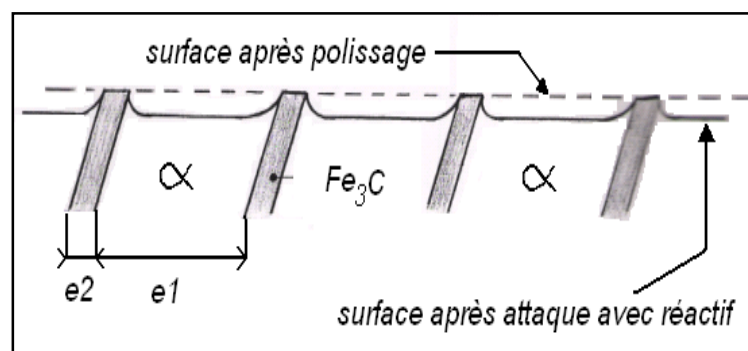


Figure 14 : Structure de la perlite [25]

➤ Austénite

C'est une solution solide du carbone dans le fer gamma, de structure cristallographique cubique à faces centrées (CFC). L'austénite permet une grande solubilité de carbone (jusqu'à 21 % massique 1147°C) . Ce constituant n'existe pas à la température ambiante. Il est stable entre 911°C et 1392°C. L'austénite ne peut exister à la température ambiante que par un maintien hors équilibre à la faveur d'éléments d'alliage, appelés gammagène ou stabilisateurs du fer gamma (Figure.15). Ces éléments sont le nickel et le manganèse.

L'austénite est très ductile, entre 240 et 300 HB. On trouve aussi dans les phases des aciers alliés de l'austénite résiduelle, qui est un constituant de dureté faible, mais a une bonne résistance à la fatigue en flexion. Sa présence en plus ou moins grande quantité dépend de la teneur en carbone, et du cycle thermique réalisé [25].

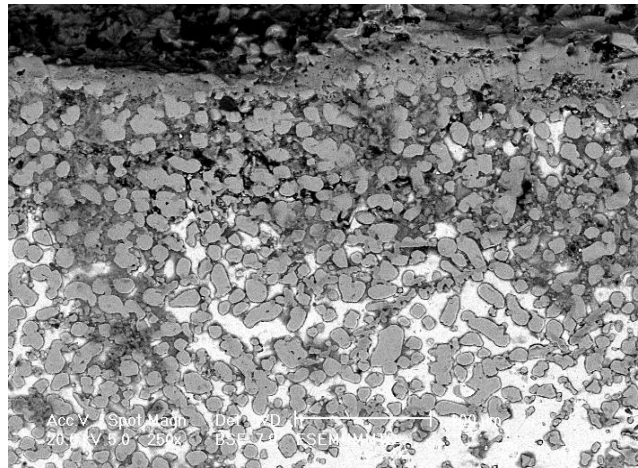


Figure 15 : Micrographie d'un acier austénitique [25].

➤ Bainite

C'est un constituant intermédiaire de trempe. Sa structure a un aspect voisin de celui de la martensite. C'est un agrégat de ferrite et de carbures. C'est un constituant qui présente les mêmes phases que la perlite (ferrite et cémentite), mais de structure vraiment fine, souvent en aiguilles, ce qui lui confère de bonnes propriétés mécaniques. Elle est dure et plutôt facile à usiner. Ce constituant qui présente une morphologie aciculaire est obtenu après des vitesses de refroidissement élevées. On distingue couramment deux arrangements typiques de bainite

selon les températures de transformation : la bainite supérieure pour les températures les plus élevées, limitée par le domaine de la perlite, et la bainite inférieure pour des températures plus basses, limitée par le domaine de la martensite.

La bainite supérieure qui peut - être considérées comme étant des plaquettes de ferrite contenant des carbures orientés parallèlement à l'axe de la plaquette, ayant environ 0.2 micromètres d'épaisseur sur 10.

La bainite inférieure qui s'assimile à des plaquettes de ferrite contenant une fine précipitation de carbures dispersés dans la plaquette de ferrite. Ces carbures ne sont discernables qu'en microscopie électronique. Elle présente une microstructure et des caractéristiques cristallographiques très proches de celles de la bainite supérieure. La principale différence étant que les particules de carbures précipitent dans les plaques de ferrite.

La bainite granulaire est caractérisée par l'absence de carbures dans la microstructure. Le carbone est rejeté dans l'austénite qui la stabilise, de telle sorte que la microstructure finale contienne de l'austénite, un peu de martensite et ceci à haute teneur en carbone et de la ferrite. Les caractéristiques mécaniques associées à une texture bainitique sont proche de celles d'une structure martensitique. La réaction conduisant à ce type de transformation (bainitique) est caractérisée par la diffusion des éléments carburigène, entre la transformation perlitique et la transformation martensitique. Donc, la bainite est comme la perlite, se compose de ferrite et de cémentite, ainsi que, des carbures. Elle ne se forme pas directement à partir de l'austénite, mais suivant presque la même transformation que celle de la martensite. Elle possède une dureté assez élevée. La structure formée dans la bainite supérieure possède de gros grains par rapport à ceux formés dans la bainite inférieure [25].

➤ **Martensite**

La martensite est obtenue par cisaillement complexe du réseau de l'austénite. Elle a un aspect aciculaire, preuve de transformations successives, presque instantanées, dans certains plans cristallographiques des cristaux d'austénite. La transformation martensitique ne fait pas intervenir le phénomène de diffusion mais des mécanismes de cisaillement (Figure 16) [26]. Elle est très dure (450 - 650 HB), et obtenue par refroidissement rapide.

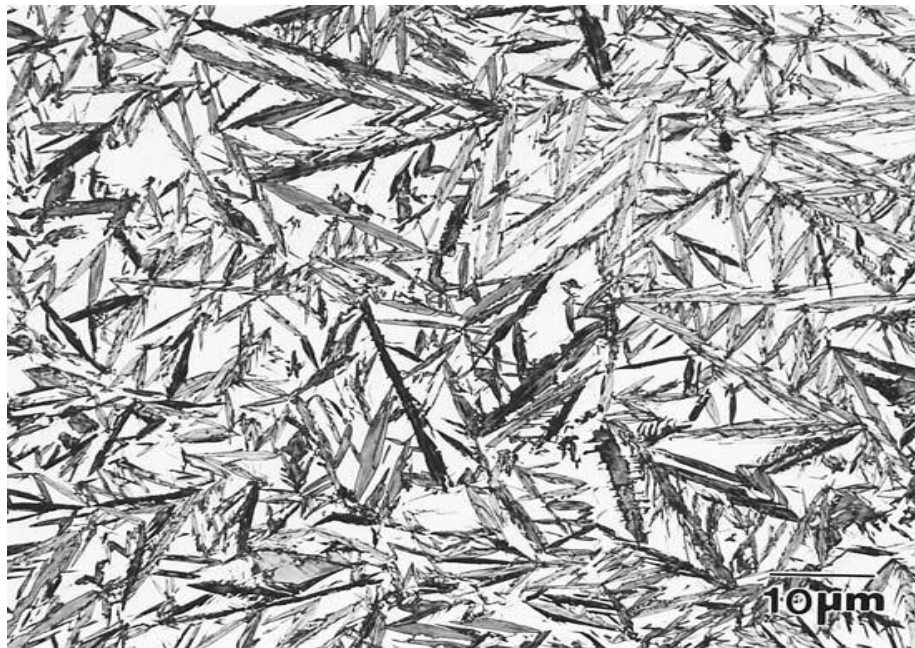


Figure 16: Structure mixte, Martensite + Austénite résiduelle [23].

➤ **Troostite**

C'est un agrégat lamellaire semblable à la perlite, mais de dimension microscopique et de dureté plus élevée (supérieure à 400 HB). Souvent, elle est rencontrée avec la martensite. C'est une perlite extrêmement fine obtenue par des vitesses de refroidissement supérieures à celle de la perlite. On obtient alors un agrégat de ferrite et de cémentite appelé Troostite.

Les nodules de Troostite qui se développent à partir des joints de grains sont constitués par des lamelles ferrite-cémentite non séparables en microscopie optique. Cette microstructure est caractérisée par une trempe douce au cours de la décomposition de l'austénite.

I.10.2. Carbures

Dans la microstructure des aciers, et en fonction de leur composition, de la nature et de la teneur en éléments d'alliages, divers type de carbures peuvent exister.

L'influence de la répartition des carbures est identique pour la cémentite des aciers au carbone et les carbures spéciaux des aciers alliés. Plus les particules de carbures sont grosses, plus leur

influence est faible sur la résistance de l'acier. Pour des finesses courantes, les dispersions lamellaires augmentent la résistance et abaissent la plasticité. Les films intergranulaire de carbures fragilisent fortement les aciers. Si l'on considère des dispersions analogues, les carbures alliés (type cémentite alliée ou carbures spéciaux) ont essentiellement la même influence sur les caractéristiques de traction, à la température ambiante et sur la résilience que sur la cémentite, mais ils peuvent exercer une influence particulière sur les propriétés comme la résistance à l'abrasion [22].

Plusieurs carbures peuvent se former dans les aciers alliés, parmi lesquels :

✓ **Carbures de molybdène**

Pour les compositions habituelles, il existe un carbure spécial $(Fe, Mo)_6C$ ou approximativement $Fe_7Mo_5C_2$. Le composé Fe_3Mo_2 peut dissoudre environ 0.1 % de carbone et que c'est lui qui précipite lors du durcissement structural des alliages Fe-Mo-C à faible teneur en carbone [27].

✓ **Carbures de chrome**

Les aciers contenant jusqu'à 2 – 3 % Chrome, contient exclusivement de la cémentite substituée $(Fe, Cr)_3C$. Pour des teneurs en chrome plus élevées et, corrélativement pour des teneurs en carbone croissantes, on devrait obtenir successivement les carbures suivants : $(Fe, Cr)_3C$, $(Cr, Fe)_7C_3$, $(Cr, Fe)_{23}C_6$, mais les conditions d'équilibre thermodynamique sont souvent trop éloignées des conditions pratiques de traitement thermique pour obtenir ces composés [27]. Le Tableau 4 représente les caractéristiques de certains carbures.

Tableau 3 : Caractéristiques de quelques carbures [23]

Carbures	Température de fusion (°C)	$\Delta H_{298\text{ K}}$	$\Delta G_{298\text{ K}}$	Hv (MPa.10³)
TiC	3140	- 183.6	- 180.0	29
ZrC	3550	- 184.6	- 181.3	27
HfC	-	- 226.9	-	-
VC	2830	- 83.7	- 83.7	24
NbC	3480	- 140.6	- 139.2	-
TaC	3880	- 161.2	- 159.5	18
Cr ₇ C ₃	1665	- 26.4	- 26.0	16
Cr ₂₃ C ₆	1580	- 17.9	- 18.4	10
MoC	-	- 10.0	-	-
Mo ₂ C	2410	- 22.8	- 23.5	14.79
WC	2755	- 35.2	- 35.2	20.85
W ₂ C	2800	- 23.0	- 24.5	14.5
Mn ₃ C	1520	- 5.0	-	-
Mn ₂₃ C ₆	1010	- 0.15	-	-
Fe ₃ C	1650	+ 8.3	+ 6.6	8.4

I.10.2. 1. Modes de dispersion des carbures

Lorsqu'un constituant nouveau se forme dans un métal, la grosseur des particules précipitées est en général très variée; elle est liée aux vitesses de diffusion. Le carbure de fer peut apparaître sous forme de plaquettes ou lamelles, de réseau intergranulaire ou de particules quasi-sphériques. L'influence d'une répartition de particules dures dans une matrice plastique plus douce est mieux connue dans certains alliages que dans les aciers. Plus la dispersion est fine, plus l'agrégat est dur. L'aspect des dispersions dépend des conditions de refroidissement et de réchauffage de l'acier [27].

I.11. Traitements thermiques

La structure micrographique des aciers est liée aux procédés d'élaboration et doit répondre aux conditions dans lesquelles les procédés de mise en forme sont utilisés. Elle peut - être profondément modifiée par le traitement thermique. Ces modifications structurales, issues du traitement thermique, permettent de conférer au matériau des propriétés particulières adaptées à sa meilleure utilisation sous forme de pièce finie, ou à sa mise en œuvre dans les meilleures conditions sous forme de demi-produit.

Pour ces raisons, le choix d'un traitement thermique suscite souvent plusieurs contradictions, les solutions sont souvent multiples et le choix du traitement thermique pour une gamme de fabrication est d'une importance capitale.

Certaines propriétés sont relativement simples à relier à la structure micrographique, mais à la complexité d'un grand nombre d'entre elles s'ajoutent des possibilités d'évolution en fonction de paramètres physiques comme la température ou le temps qui étant à la base même des traitements thermiques, jouent beaucoup sur l'évolution des structures micrographiques. C'est par l'évolution du comportement, à l'échelle micrographique ou cristalline, en fonction de la température, que l'on peut expliquer son rôle sur certaines propriétés, ce qui impose des conditions d'emploi particulières de certains alliages.

I.11.1. Principe de traitements thermiques

Les traitements thermiques consistent en un ensemble d'opérations de chauffage, de maintien à une température (séjour) et de refroidissement appliqués à des alliages métalliques, à l'état solide (Figure 17). Si l'on considère l'ensemble des aciers de toute nature, on constate que les différents traitements thermiques qui leur sont éventuellement appliqués reposent sur des

bases métallurgiques communes. Ces traitements sont utiles pour stabiliser les dimensions des moulages et pour homogénéiser les structures; ils sont nécessaires pour accroître les propriétés d'utilisation des pièces soumises dans leur ensemble à de fortes sollicitations mécaniques ou à des emplois superficiels particuliers.

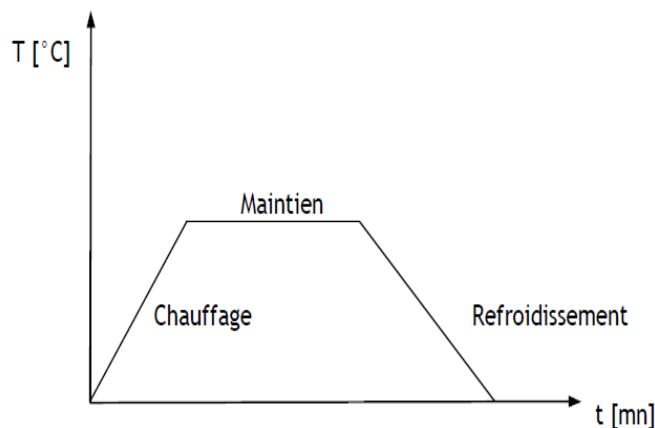


Figure 17 : Cycle d'un traitement thermique [25].

Les traitements thermiques agissent sur la matrice en modifiant la nature de ses constituants et parfois même en transformant profondément la structure. De même, les aciers alliés à structure austénitique nécessitent le plus souvent un traitement thermique spécifique pour obtenir une matrice déterminée. Les divers résultats pratiques que l'on peut viser par traitements thermiques de la matrice des aciers sont les suivant :

- La réduction des contraintes internes,
- L'accroissement de l'usinabilité,
- L'obtention d'une bonne ténacité,
- L'augmentation des caractéristiques mécaniques,
- L'augmentation de la résistance à l'usure.

Pour éliminer les contraintes internes, qui peuvent provenir du dessin des pièces, de l'inégalité excessive des sections, de l'absence de congés de raccordement, des conditions de la coulée, d'une composition chimique inadéquate et du traitement thermique mal effectué, on effectue un revenu de détente car ces contraintes sont susceptibles de provoquer des ruptures en service.

Les traitements thermiques sont définis comme suit:

- **Trempe**

Après chauffage et maintien, les pièces sont soumises à un refroidissement selon le mode approprié, dont la vitesse est réglée par le milieu de trempe utilisé, refroidissement qui peut se faire en air calme, air soufflé, dans l'huile, en bains de sels, ... etc., et suivant les alliages des pièces et les caractéristiques recherchées [25]. Pour obtenir une trempe efficace, on est amené à chauffer le métal à une température assez élevée jusqu'au domaine austénitique.

- **Revenu**

C'est une opération qui suit le traitement thermique (généralement la trempe). Les paramètres principaux du revenu sont la température de chauffage et la durée de maintien à cette température. La vitesse de refroidissement après revenu a une influence faible sur l'état des contraintes résiduelles. Néanmoins, plus le refroidissement est lent, plus les contraintes résiduelles sont faibles [26]. Le revenu a pour rôle essentiel de faire évoluer une structure hors équilibre, obtenue par trempe, vers un état proche de l'équilibre. Il s'effectue à température modérée inférieure à la température de trempe.

- Revenu à basse température : Le revenu à basse température s'effectue avec un chauffage entre 200°C et 300°C.
- Revenu à température intermédiaire : Le revenu à température intermédiaire se réalise entre 300 et 500°C.
- Revenu à haute température : Le revenu à haute température se fait entre 500 et 700°C.

Le plus souvent, il ne permet pas d'atteindre l'état d'équilibre obtenu par recuit. La nature des phases obtenues et leur composition sont en général voisines de celles obtenues par recuit, mais la structure micrographique est considérablement plus fine.

La trempe et le revenu des aciers n'ont pas seulement pour but de régler la dureté mais visent plutôt à établir le meilleur compromis entre l'usinabilité, la résistance à l'usure et les caractéristiques mécaniques (résistance, résilience, plasticité).

- **Recuit**

Le but visé par le recuit consiste à mettre le métal dans un état d'adoucissement ne présentant aucune trace laissée par les diverses manipulations subies antérieurement par le métal. Le recuit est un traitement thermique qui est composé d'opérations de chauffage, du séjour et un refroidissement ultérieur lent. Ce traitement comprend un chauffage au-dessus de l'intervalle

de transformation. Le refroidissement qui suit le maintien à cette température doit être réalisé afin d'obtenir les constituants et la dureté désirés, selon la vitesse de refroidissement choisie.

- Refroidissement rapide, à l'air.
- Refroidissement lent, dans le four.

Trois types de recuits peuvent être envisagés :

- Recuit complet à haute température, supérieure à 900°C.
- Recuit à température moyenne, supérieure à la température de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$.

Recuit à basse température, au-dessous de l'intervalle de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$

- **Traitements isothermes (les courbes T.T.T) :**

Les diagrammes T.T.T en courbes iso austénitiques : Les lois de décomposition de l'austénite hors équilibre sont très importantes pour les traitements thermiques. Il est d'usage, pour représenter ces lois de refroidissement, d'utiliser des réseaux de courbes nommées courbes d'iso structures à transformations isothermes, notées T.T.T. ces derniers sont à tracer en portant en ordonnées la température et en abscisses les logarithmes du temps. Un diagramme T.T.T est les lieux des points correspondant à une composition γ % d'austénite transformée. En général, on trace :

- ✓ La courbe correspondante au début de la décomposition de l'austénite.
- ✓ La courbe correspondante à la fin de la décomposition de l'austénite.
- ✓ La courbe correspondante à 50% de transformation (en pointillés). En températures décroissantes :
- ✓ Le domaine repéré $A + F$ est le domaine Ferritique.
- ✓ Le domaine nommé $A + F + C$ est le domaine Perlitique.
- ✓ Le domaine marqué $A + F + C$ est le domaine Bainitique.
- ✓ Le domaine repéré $A + M$ est le domaine Martensitique.

La lecture des diagrammes T.T.T se fait uniquement suivant une horizontale (isotherme). La vitesse de refroidissement entre la température d'austénitisation et la température de maintien isotherme est souvent considérée comme très rapide. On représente donc le refroidissement par une verticale sur le diagramme (il est évident que pour les pièces massives, le refroidissement n'est pas immédiat)

Facteurs influençant les courbes TTT

✓ la température d'austénitisation

Avant de procéder à la transformation isotherme, on part d'une structure à 100% austénitique ; à cet effet, l'acier est maintenu à une température supérieure A_{ac3} (température de début de transformation de l'austénite). Les conditions d'austénitisation seront donc la température et le temps d'austénitisation (T_a et t_a). Ces conditions doivent être spécifiées avant tout traitement isotherme car elles définissent l'état de l'acier avant ces traitements. En effet, un temps et une température d'austénitisation plus élevés engendrent une austénite à plus gros grains, donc plus stable ; Le domaine de l'austénite sera plus étendu et donc la courbe décalée vers la droite

- ✓ **les éléments d'alliage** : les éléments gammagène (Mn, Ni, Cu, N et C) stabilisent l'austénite, leur action est donc de décaler la courbe vers la droite.
- ✓ **Les éléments alphagène** : (Cr, Mo, W, V, Ti, Nb) décalent la courbe vers la droite et modifient sa forme car ils ont tendance à former des carbures qui retardent la transformation de l'austénite et favorisent certaines transformations plutôt que d'autres (la transformation bainitique, par exemple)

Il est possible de connaître à partir des courbes de transformations isothermes, la stabilité d'un acier à l'état austénitique dans les différents domaines de températures. Cependant les cycles thermiques que subissent généralement les pièces industrielles ne correspondent pas à des transformations isothermes. En effet, dans la majorité des cas les pièces subissent des traitements à refroidissement continu.

• Transformations aux Refroidissements Continus (Courbes T.R.C)

Elles permettent de déterminer pour différentes conditions de refroidissement, allant des refroidissements très rapides à des refroidissements très lents, la nature des constituants formés lors de ces refroidissements, les températures de transformation et la dureté de la structure à l'ambiante. Comme pour les transformations isothermes, l'alliage est préalablement austénite.

✚ Facteurs influençant la courbe TRC

✓ La température et le temps d'austénitisation :

Plus ils sont élevés, plus l'austénite sera stable. La courbe sera décalée vers la droite et on aura à l'ambiante un taux plus élevé d'austénite résiduelle.

✓ La composition chimique :

Les éléments gammagène élargissent le domaine de l'austénite, ils décalent donc la courbe vers la droite, de plus, ils favorisent la transformation bainitique. Ce qui rend distinct le domaine bainitique du domaine perlitique. Le seul élément qui décale les courbes TRC à gauche est le cobalt.

À partir de la courbe TRC, il nous est possible de définir les différents traitements thermiques ainsi que leurs buts.

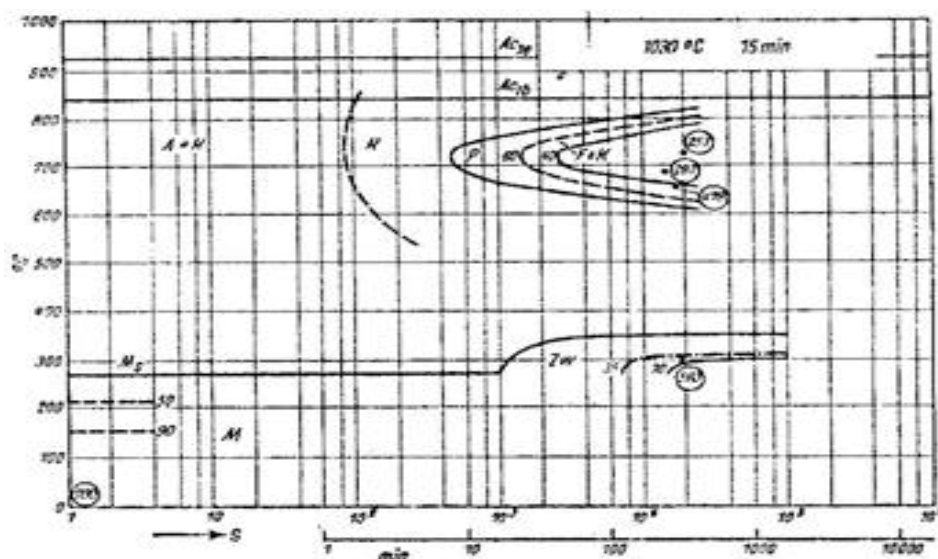


Figure 18 : Courbes TTT de l'acier X38CrMoV5.1 [28].

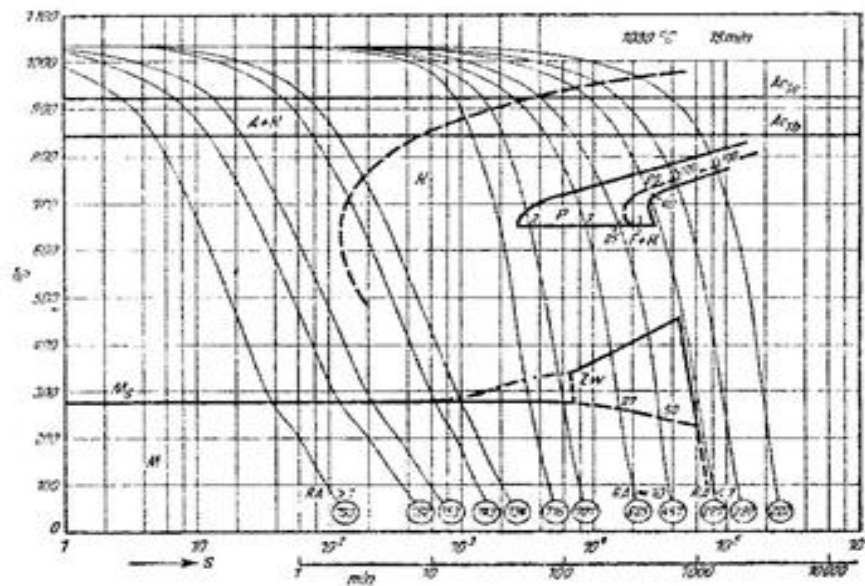


Figure 19: Courbes TRC de l'acier X38CrMoV5.1 [28]

I.12. Usure des aciers

Toute pièce de construction mécanique qui crée ou transmet un mouvement subit un frottement. Quand il s'agit de la manutention de solide, de liquide et même de gaz, les frottements entraînent des abrasions, des érosions, des attritions et des phénomènes complexes qui se traduisent par une usure de la matrice métallique et des constituants qu'elle enrobe. Or, l'usure a un double impact sur le fonctionnement des machines ; elle diminue la précision,

Donc la qualité des opérations et elle augmente le prix de revient global par la nécessité de remplacer les pièces ayant dépassés le taux critique d'usure. C'est pour cette raison qu'en tout temps, on a donné une grande importance aux moyens permettant de diminuer l'usure. Ce problème est l'objet de notre étude.

On a longtemps supposé qu'il existe une relation directe entre l'usure et la dureté, parce qu'on admettait que l'usure est le résultat d'une pénétration superficielle d'un alliage dans un autre. Mais, le processus est compliqué et présente de nombreux aspects, même si l'on ne tient pas compte des lubrifiants, des oxydations par frottement et d'autres particularités dont certains peuvent passer aux premiers plans. Ces facteurs, surtout la dureté dépendent essentiellement des constituants microstructuraux.

D'une manière général, une structure est d'autant plus résistante à l'usure que ses constituants sont plus solidement enchâssés dans la matrice et qu'ils sont à grains plus uniformes et plus fins [30]. Dans la perlite la répartition régulière des plaquettes de la cémentite dans la ferrite donne une cohésion difficile à rompre. Mais, une résistance beaucoup plus élevée est obtenue avec les matrices martensitiques. Il en résulte que le type de matrice ainsi que sa finesse jouent un rôle important et par conséquent les traitements thermiques cités auparavant sont éventuels.

I.12.1. Types d'usures

D'une manière générale, les modes de dégradation par usures se rapportent à des phénomènes de surface. Lorsque deux surfaces glissent l'une sur l'autre, de la matière est enlevée de l'une et de l'autre surface. Sous une faible charge, cette perte de matière interviendra du fait de la perte de grains isolés ou des parties de grains isolés. Ce processus est généralement appelé attrition. Sous une charge plus élevée, la perte de matière intervient parce que des amas de grains sont détachés. Ce processus est connu sous le nom d'abrasion.

Ces deux processus aboutissant à une perte de matière en surface contribuent à l'usure. Dans la pratique, la perte de matière est souvent conditionnée par l'environnement local, notamment, si l'on rencontre de la corrosion ou de l'oxydation [30].

La nature de l'usure est très complexe et sa vitesse est fonction de nombreux facteurs. Il convient d'analyser avec prudence les phénomènes et les types de l'usure (Figure 20).

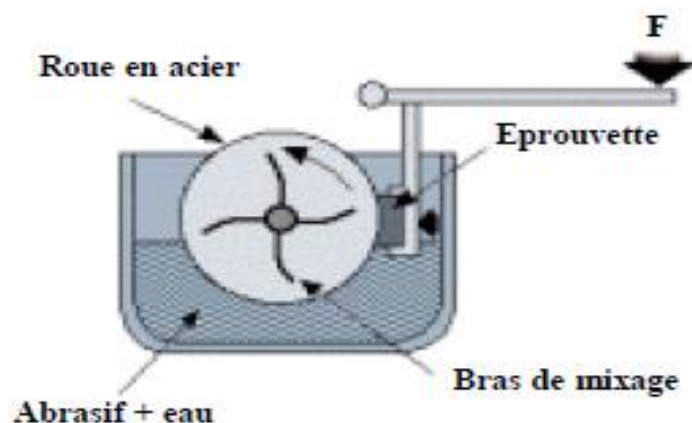


Figure 20 : Dispositif pour les essais de l'usure.

La Figure 21 représente un essai selon la norme ASTM B611-85, l'éprouvette est en appui contre la circonférence d'une roue en acier en partie immergée dans une suspension abrasive constituée d'un mélange de particules d'alumine (Al_2O_3) et d'eau. La résistance à l'usure par abrasion est influencée par la nature de l'éprouvette et le milieu (abrasif + eau).

I.12.1.1. Usure abrasive

L'usure abrasive est définie comme étant l'usure par déplacement de matière, produite par des particules dures ou des protubérances dures. Donc, l'usure abrasive est le résultat du frottement de glissement par labourage ou par déformation plastique. L'usure peut se faire entre deux corps, directement à partir des solides en contact ou bien à trois corps comme l'indique le schéma (Figure 21). Il faut noter que l'usure abrasive existe toujours quel que soit le système mécanique. En effet, les débris d'usure générés par les autres modes (adhésion ou fatigue) sont généralement, plus durs que les surfaces en contact et par suite participent à l'abrasion, ainsi que les grains abrasifs constitués de poussières ou de sable de fonderie [30].

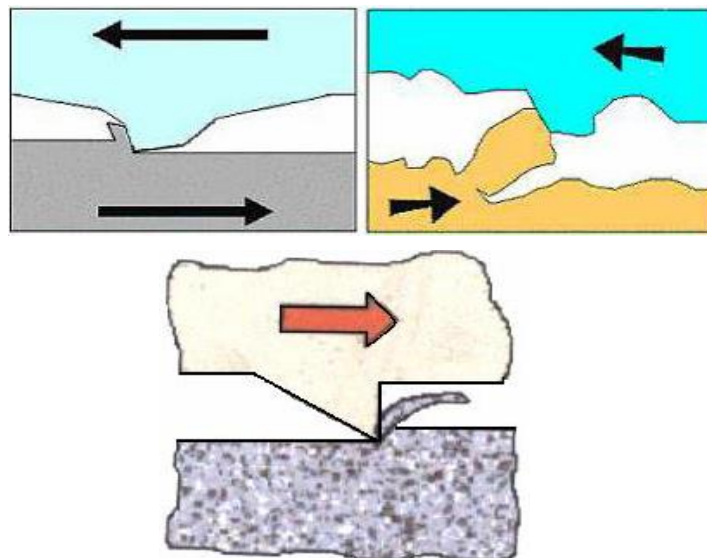


Figure 21 : Schéma de principe de l'usure abrasive entre deux corps [30].

Cette figure montre comment l'usure abrasive se fait par les aspérités ou protubérances dures de l'une des deux surfaces sur l'autre plus tendre, appelée "abrasion entre deux corps". Les sillons sont formés parallèlement à la direction de déplacement des aspérités abrasives. En général, un matériau mou et malléable conduit à une usure uniforme tandis que pour un

matériau plus dur, l'usure est plus localisée dans la région inter lamellaire ou les couches d'oxydes forment des points faibles et entraînent le décollement des lamelles.

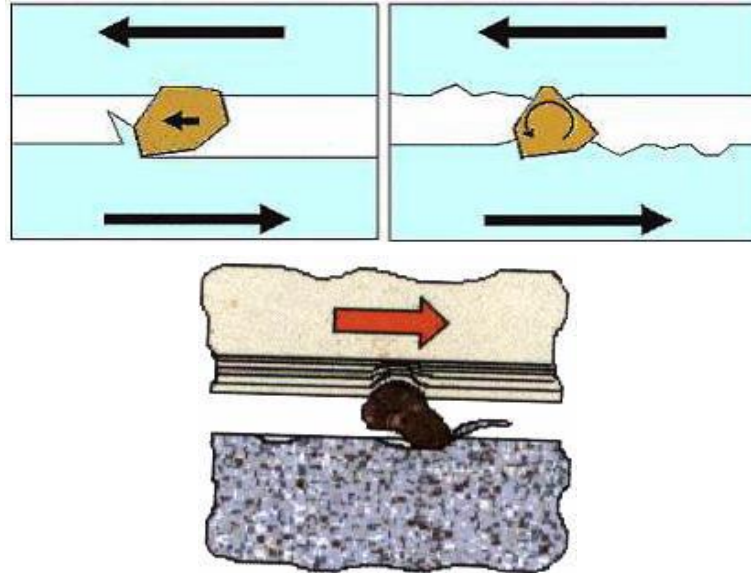


Figure 22 : Schéma de principe de l'usure abrasive entre trois corps [30].

L'usure abrasive dite entre trois corps provoquée par des particules dures soit véhiculée entre les deux surfaces en contact, soit enchâssées dans l'une d'elles, généralement la plus tendre. L'accumulation de débris d'usure entre les corps finit par constituer une couche intermédiaire, le troisième corps (Figure 22). Le cisaillement de la couche intermédiaire est la principale source de frottement. Le rodage, le broyage, le polissage à la pâte ou à la poudre sont des genres d'usure abrasive entre trois corps.

I.12.1.2. Usure par oxydation

L'usure par oxydation est un mécanisme d'usure douce, elle résulte de l'adsorption de l'oxygène sur les surfaces métalliques mises à nu lors du frottement et des réactions chimiques de cet oxygène avec le métal. La majorité des surfaces des métaux réagissent avec l'oxygène de l'atmosphère pour former des oxydes. Si, un métal forme plusieurs oxydes, les composés sont arrangés de telle sorte que le plus riche en oxygène soit à l'interface solide-gaz, tandis que le plus pauvre se situe à l'interface métal-oxyde [30].

La présence d'oxydants dans les atmosphères courantes tend à favoriser la formation d'un film d'oxyde favorable au glissement. Dans un contact métallique en frottement, la puissance mécanique dissipée à l'interface entraîne un échauffement qui favorise l'oxydation. Si, un alliage est oxydé, les produits de la réaction qui en résulte, se présentent sous forme de couches séparées ou comme une mixture hétérogène (Figure 23).

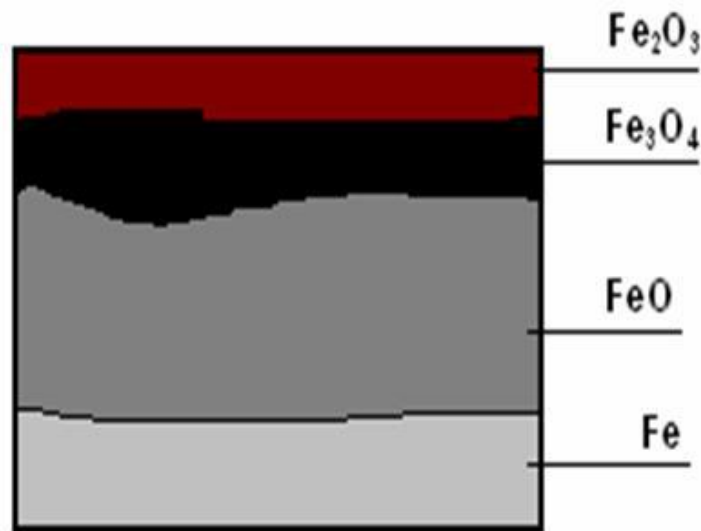


Figure 23 : Formation des couches d'oxydes superposées sur la surface du fer [30].

I.12.1.3. Usure par frottement

L'une des causes de l'endommagement en cours de service des pièces mécaniques provient du frottement des surfaces, en mouvement (Figure 24). L'usure des surfaces en frottement qui en résulte se traduit, le plus souvent en cours de fonctionnement, par une élévation de la température, des modifications géométriques, des transformations physico-chimiques ou encore par des enlèvements de matière. Elle est due au cisaillement par frottement des microsoudures ou jonctions qui se forment entre deux aspérités en contact direct métal-métal, elle est accompagnée d'un échauffement au moins local des surfaces métalliques, qui à l'observation visuelle, se traduit par l'aspect des empreintes d'usure [30]. On peut résumer les étapes qui conduisent à la formation d'un fragment d'usure par frottement, comme suivant :

- Déformation plastique de l'aspérité et pénétration des films de surface ;
- Formation du joint d'adhérence entre les matériaux de base débarrassés de leur oxyde ;
- Bris de l'aspérité dans le matériau de base et formation d'un fragment d'usure.

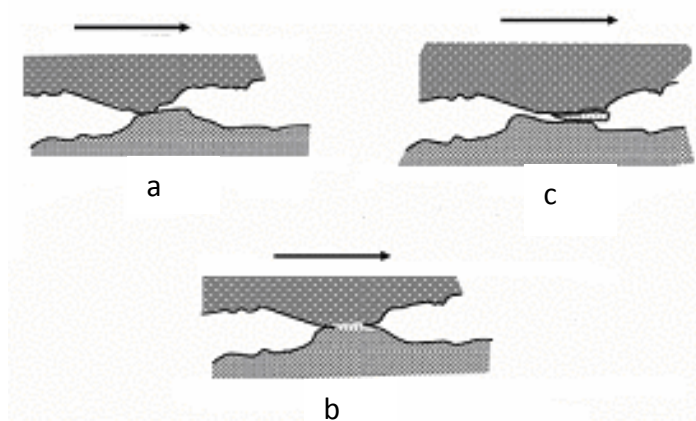


Figure 24 : Formation d'un fragment d'usure par frottement et adhérence [30]

[Tapez un texte]

[Tapez un texte]

[Tapez un texte]

Techniques expérimentales

II. TECHNIQUES EXPERIMENTALES

II.1. Introduction :

Parmi les objectifs du présent travail, on peut citer, en premier lieu, l'étude de l'influence des traitements thermiques sur la structure et les propriétés d'un acier à outils allié pour travail à chaud. Pour cela, on a utilisé plusieurs techniques telles que la microscopie optique, le microscope électronique à balayage, la diffraction des rayons X et la dureté.

Le deuxième objectif est la détermination du cycle thermique approprié, qui peut répondre aux conditions d'emploi dans un milieu d'usure et corrosif. Les causes d'endommagement en service des outils travaillant à chaud par usure qui se traduisent, le plus souvent en cours de fonctionnement, par des modifications géométriques ou encore par des enlèvements de matières sous les conditions de service.

Afin de réaliser tous ces objectifs, nous avons utilisé un acier de type X38CrMoV5-1, utilisé couramment pour la fabrication des outils travaillant à chaud. Pour cela, nous avons étudié l'acier selon la norme en vigueur.

Nous avons appliqué volontairement des cycles thermiques aux échantillons préparés à partir de cet acier en faisant varier les températures d'austénitisation, afin de mettre en évidence l'effet des traitements thermiques sur la structure et les propriétés mécaniques telles que la résistance à l'usure.

Tableau 04 : Composition chimique de l'acier d'étude.

Alliage	C (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Mn (%)	V (%)	Nb (%)
AB	0,37	4,40	1,39	0,049	0.28	0,95	0.038

La composition chimique a été déterminée par absorption atomique (Figure 25).



Figure 25 : Appareil utilisé pour l'analyse de la composition chimique

Le découpage des échantillons est réalisé à l'aide d'une tronçonneuse et refroidis à l'eau pour éviter leur échauffement et le changement structural.

II.2. Etudes métallographiques

L'examen métallographique a pour but de mettre en évidence les différentes phases microstructurales des échantillons lors de l'observation au microscope optique, au MEB ainsi que pour l'analyse par diffraction des rayons X.

II.2.1. Préparation des échantillons

L'observation microscopique nécessite un polissage fin de la surface ou de la coupe du dépôt à observer, afin d'obtenir une bonne image représentative de sa structure. Le polissage dans notre cas est obtenu manuellement sur une polisseuse manuelle dont la vitesse est de 300 trs/min (Figure 26).

L'échantillon est découpé de façon à obtenir une surface d'examen de $1,5 \text{ cm}^2$.

- **Polissage** : consiste à rendre la surface plane et brillante, de façon à ce qu'il ne représente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur.

Le polissage se fait généralement en deux étapes : pré polissage et polissage de finition .Il est réalisé à l'aide d'une polisseuse a disque muni d'un dispositif d'arrosage permanent.

- ✓ **Pré polissage** : il se fait par frottement de l'échantillon sur des papiers abrasifs de granulométrie de plus en plus fine (180 à 2500).le polissage se fait habituellement sous eau pour éliminer tout risque d'échauffement de l'échantillon.
- ✓ **Polissage de finition** : deux principaux modes de polissage de finition sont généralement utilisés :

Polissage à l'alumine : ce type de polissage consiste à frotter l'échantillon sur des disques en feutre.

Polissage à la pâte diamanté : le polissage se fait comme précédemment, l'agent de polissage étant de la pâte diamanté répartie à l'aide d'un diluant sur le disque.

Après le polissage et la finition certains constituants sont visibles sans attaque chimique, mais certains autres présents dans la structure ne peuvent pas être différenciés que par une attaque chimique, qui a pour but la mise en évidence de toute la structure, les joints des grains et permet également de mettre en évidence l'orientation cristallographique.

Comme dans notre cas, on a utilisé comme attaque chimique le Nital dont la concentration est de 3 %.

➤ **Attaque chimique :**

Le réactif utilisé dans notre cas est le Nital dont la composition est la suivante :

-Acide nitrique 4% (HNO_3)

-Alcool éthylique 96%($\text{CH}_3\text{-CH}_2\text{OH}$)

La durée de l'attaque chimique est de quelques secondes puis laver à l'eau et sécher à l'aide d'un séchoir. Les échantillons sont prêts pour l'observation microscopique.



Figure 26 : Polisseuse à deux plateaux

II. 2.2. Observation optique

L'analyse métallographique a pour but de mettre en évidence de tous les changements opérés au sein de la structure des échantillons en étude.

L'examen micrographique des échantillons étudiés (après polissage et attaque chimique), a été fait à l'aide d'un microscope métallographique de type « LEICA » équipé d'un système de prise de photos, piloté par ordinateur, qui permet l'observation des microstructures avec un grossissement pouvant atteindre 1200 (Figure27).



Figure 27 : Microscope optique utilisé

II. 2.3. Observation au MEB

Les observations au MEB ont été réalisées au niveau de l'université MOULOUD MAMMERI de Tizi-Ouzou, (Figure 28).

Le principe du microscope électronique à balayage (MEB) consiste en un balayage d'une aire carrée de l'échantillon par un faisceau d'électrons incidents. Le MEB utilise les rayonnements émis par l'échantillon bombardé par le faisceau d'électrons généré par le canon à électrons accélérés par une haute tension pour augmenter son énergie. Des bobines assurent la déviation du faisceau pour le balayage d'une aire de l'échantillon à analyser. L'interaction des électrons primaires avec la matière provoque l'émission de divers rayonnements qui sont :

- Les électrons secondaires (SE) : ces électrons sont de faible énergie et résultent de l'interaction inélastique des électrons primaires et les électrons des atomes de l'échantillon. Du fait qu'ils proviennent des couches superficielles, ces électrons sont utilisés pour révéler la topographie et la morphologie de la surface de l'échantillon.

- Les électrons rétrodiffusés (BSE) : ces électrons ont une plus grande énergie et résultent de l'interaction élastique des électrons primaires avec les noyaux des atomes. Ils sont utilisés pour produire le contraste chimique entre les éléments constitutifs de la matière du fait que le coefficient de rétrodiffusion dépend du numéro atomique. En effet, contrairement aux éléments légers, les éléments chimiques lourds rétrodiffusent plus d'électrons du fait de leur nombre atomique élevé, ce qui produit des zones claires sur la micrographie, contrairement aux éléments légers qui s'y présentent en zones sombres.

- Les rayonnements X : lorsqu'un atome est bombardé par des électrons incidents, celui-ci éjecte un électron et devient alors excité mais cet état ne dure que quelques millisecondes car cet atome va retourner à son état d'équilibre et il engendre ainsi un rayonnement qui lui est caractéristique et ce dernier est utilisé pour une analyse chimique élémentaire qualitative et quantitative.

Pour permettre de recueillir et de traiter ces rayonnements, le microscope électronique à balayage de type **Philips XL30Environnemental** (Figure 4.10) est muni de différents détecteurs relié à un micro-ordinateur pour l'acquisition d'images et un autre pour le traitement des spectres d'analyse .



Figure 28 : Microscopie électronique à balayage

II.2.4. Analyse par diffraction des rayons X

La méthode de diffraction des rayons X est une méthode très utilisée pour la caractérisation des produits de réaction. Cette technique repose sur l'interaction élastique d'un faisceau monochromatique de photons X avec la matière cristallisée. L'appareillage utilisé est un diffractomètre de type Panalytical qui est couplé à un ordinateur pour le pilotage et l'enregistrement. La source de rayon X est un tube à anticathode cuivre ($\lambda = 1,54\text{\AA}$). Le montage utilisé est en θ - 2θ permettant l'enregistrement des rayons diffractés.

La loi de BRAGG donne la relation entre la différence de marche ($2d \sin \theta$) des rayons diffusés, et la longueur d'onde λ , soit : $n\lambda = 2d \sin \theta$ avec n entier positif. (Figure 29).

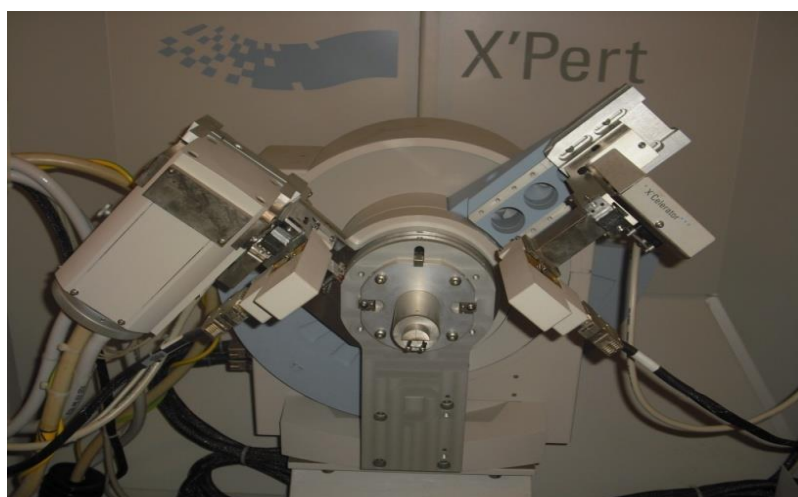


Figure 29 : Diffractomètre utilisé

II. 3. Essai de dureté

Cet essai sert à mesurer la dureté d'un métal en tenant compte de la profondeur à laquelle une pointe pénètre dans le métal lorsqu'on applique une charge donnée.

Les essais de dureté peuvent être réalisés à l'aide de plusieurs appareils de mesure. L'appareil utilisé est présenté sur la Figure 30.

La principale différence entre les divers essais réside dans la forme de pénétrateur.



Figure 30 : Dispositif utilisé pour l'essai de dureté HRC

II.4. Traitement thermique

Les traitements thermiques sont des opérations de chauffage, de maintien suivi d'un refroidissement qui ont pour but de donner à une pièce métallique les propriétés les plus appropriées pour son emploi. Ils permettent d'améliorer dans une large mesure les caractéristiques mécaniques d'un acier de composition déterminée. D'une façon générale, un traitement thermique ne modifie pas la composition chimique de l'alliage, mais apporte les modifications suivantes :

- Constitution (état de carbone et forme allotropique du fer) ;
- Structure (grosseur du grain et répartition des constituants) ;
- Etat mécanique.



Figure 31 : Four de traitement thermique utilisé

Dans notre étude, nous avons pratiqué cinq cycles de traitement différents qui sont montrés par les Figures 32 jusqu'à 36 :

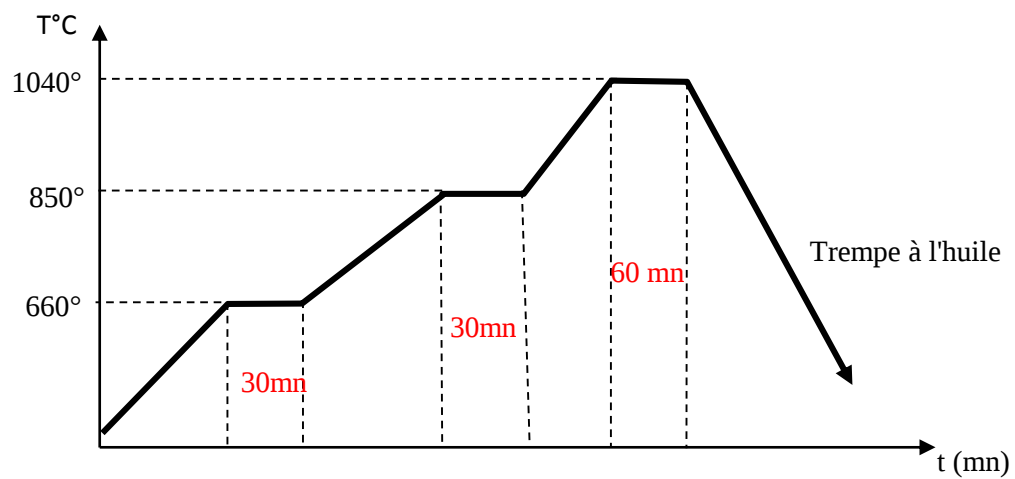


Figure 32: Cycle de trempe A

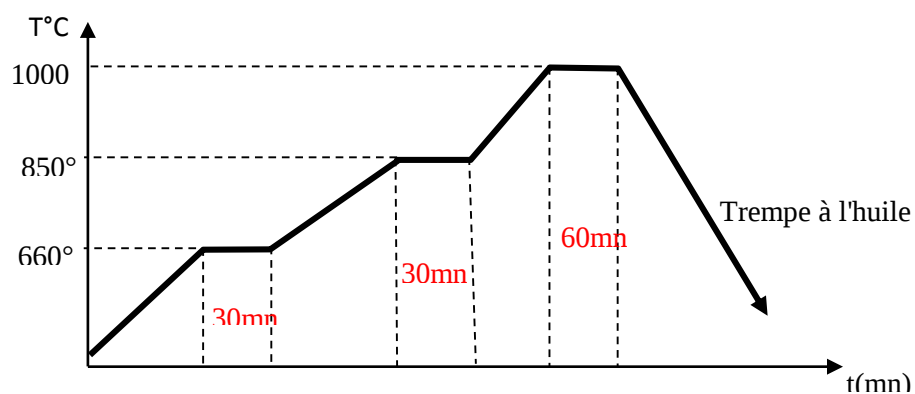


Figure 33 : Cycle de trempe B

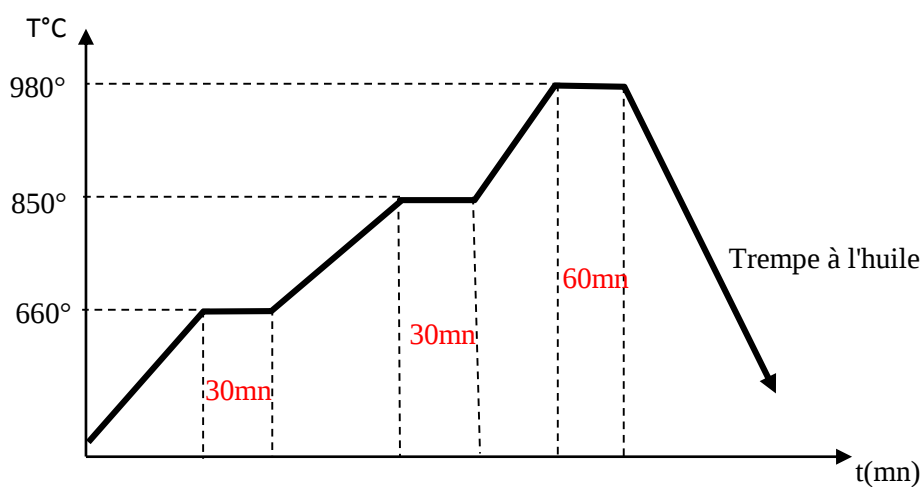


Figure 34: Cycle de trempe C

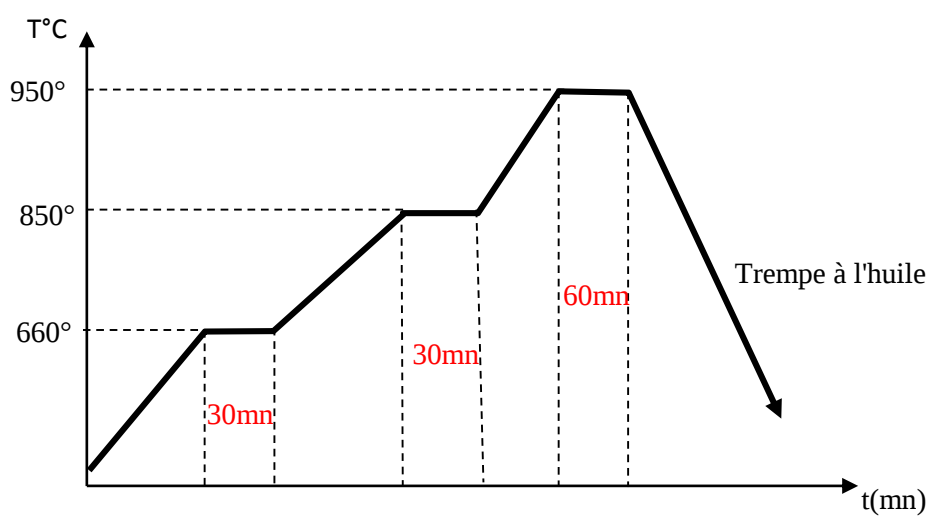


Figure 35 : Cycle de trempe D

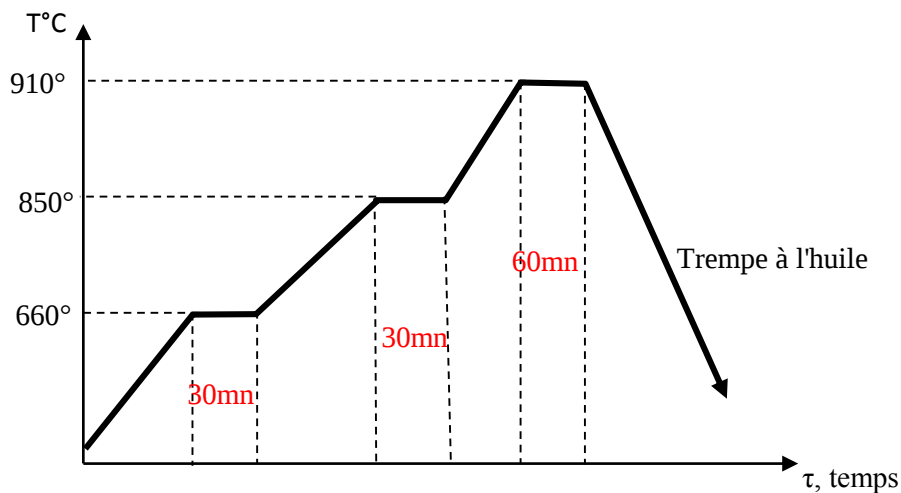


Figure 36 : Cycle de trempe E

II.5. Usure

Cet essai a été réalisé au niveau du laboratoire de l'entreprise « ELECRTO-INDUSTRIE TIZI OUZOU ». L'essai effectué est l'usure par frottement, utilisant un papier abrasif de grade 100, avec une vitesse de rotation de 220 trs/mn (76m) et une charge P de 50N (Figure 37). Le parcours a été calculé d'après la formule suivante :

$$\text{Parcours} = W.2.\pi.R$$

Ou : W : vitesse = 220 tr/mn

π : 3.14

R : rayon du disque = 5.5 cm

Il s'agit de mesurer la perte de matière après chaque minute, perte de masse

C'est-à-dire à chaque 76 mètres. Et de déterminer la variation de celle-ci après cinq minutes (à chaque 380m).



Figure 37 : Dispositif d'essai d'usure

Résultats et discussions

III. RESULTATS ET DISCUSSIONS

Ce chapitre fait l'objet de l'ensemble des résultats obtenus suite à la caractérisation des échantillons de l'acier étudié. Il fait ressortir l'effet du traitement thermique appliqué sur la microstructure et les propriétés mécaniques (résistance à l'usure et dureté). L'analyse de diffraction des rayons X appuie les résultats obtenus.

L'analyse chimique de l'acier de base (Tableau 4) montre que l'alliage sujet de la présente étude est un acier à outils pour travail à chaud.

L'acier étudié (X38CrMoV5-1) est un alliage qui trouve une large utilisation dans l'industrie, grâce à l'effet du chrome sur la microstructure après traitement thermique.

III. 1. Etude métallographique

Les différentes micrographies obtenues sur les échantillons de l'acier à l'état brut de coulé et après traitement thermique sont présentées sur les Figures 38 à 49.

La figure 38 montre les microstructures prises sur les échantillons de l'acier à outil pour travail à chaud avant traitement thermique. Nous observons que la matrice obtenue de l'acier de base est complètement ferritique avec la présence des carbures de chrome de type Cr_{23}C_6 et des carbure complexes de type M_7C_3 (Figure 39), précipités de forme plus au moins arrondie (Figure 38).

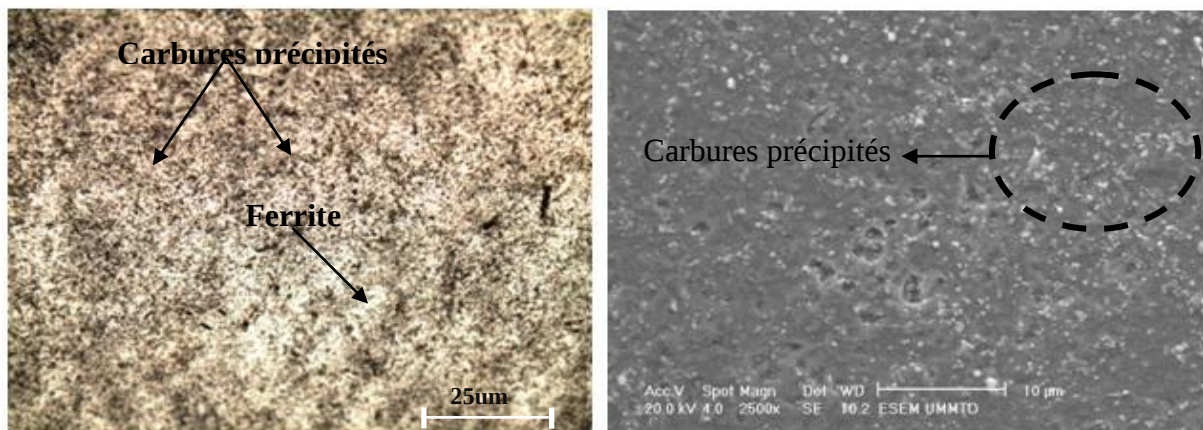


Figure 38 : Microstructures de l'acier en étude brut de coulé.

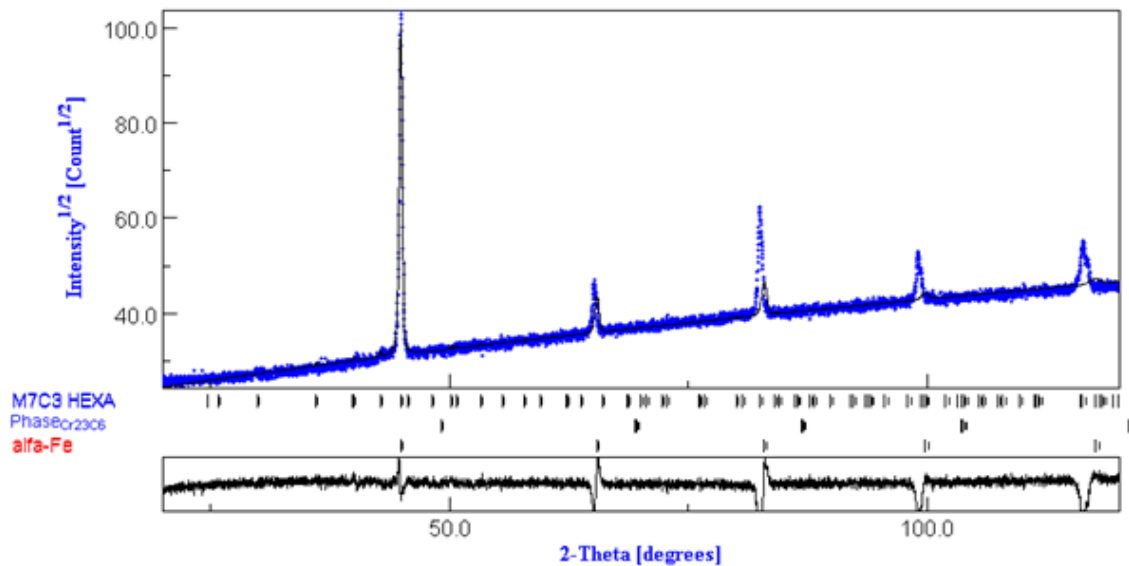


Figure 39 :Diffractogramme X de l'acier brut.

En comparant les différentes structures obtenues après traitement thermique à 1040°C avec la structure de l'acier brut de coulée, nous observons qu'après le traitement appliqué, la matrice se compose de martensite et d'austénite résiduelle avec l'apparition des carbures de chrome de type Cr_{23}C_6 et des carbures complexes de type M_7C_3 précipités d'une forme arrondie et plus volumineux par rapport à l'état brut (Figure 40).

Cela, nous pouvons même le constater sur les résultats de la diffraction des rayons X (Figure 41).

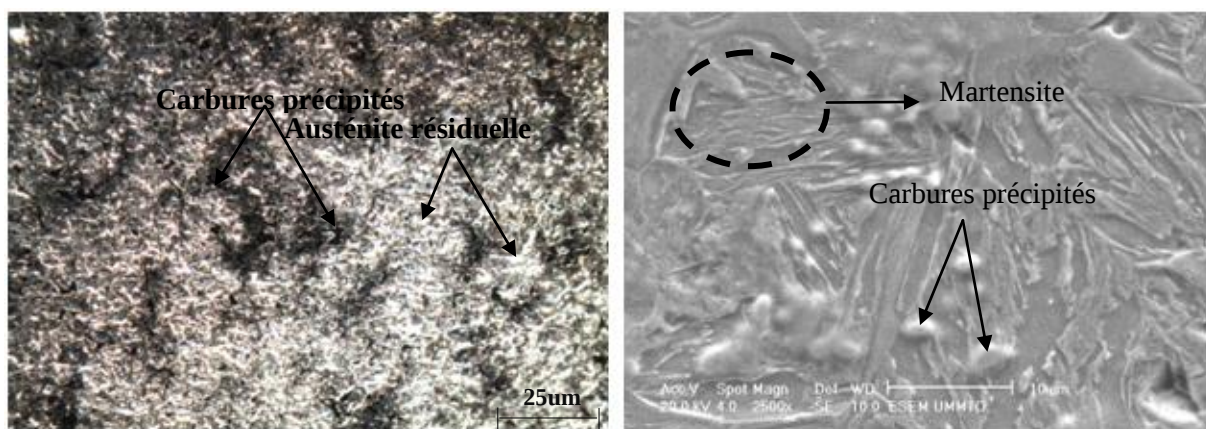


Figure 40 : Microstructures de l'acier traité à 1040°C.

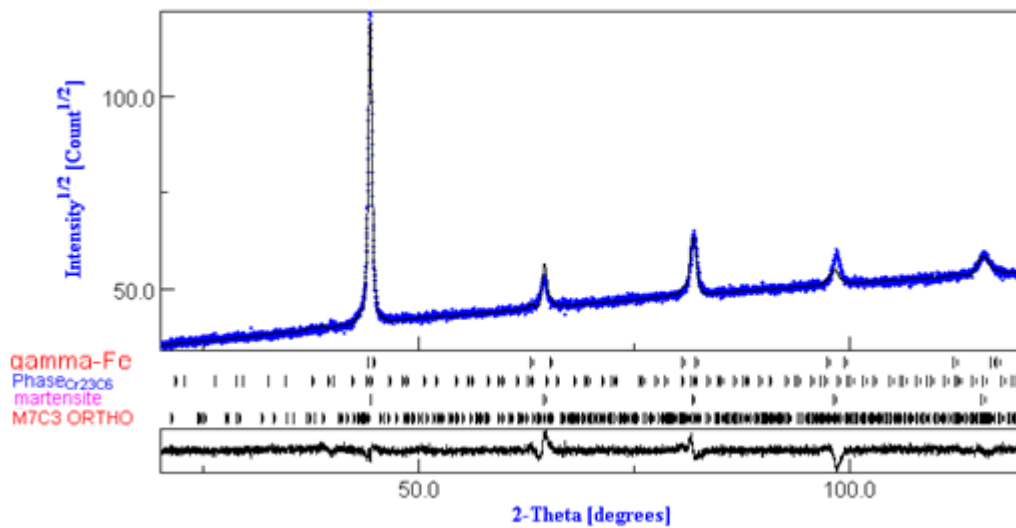


Figure 41 :Diffractogramme X de l'acier en étude traité à 1040°C.

La figure 42, illustre les microstructures présentes sur l'échantillon de l'acier en étude traité à 1000°C.

Après trempe à 1000°C, nous observons que les carbures de type Cr_{23}C_6 précipités à l'état brut de coulé (Figure 38) sont dissout dans la matrice (Figure 42), nous remarquons aussi que le traitement thermique de trempe appliqué a engendré la transformation de l'austénite en martensite avec une grande proportion et plus affinée par rapport à celle formée après trempe à 1040°C (Figure 42) dans la zone analysée.

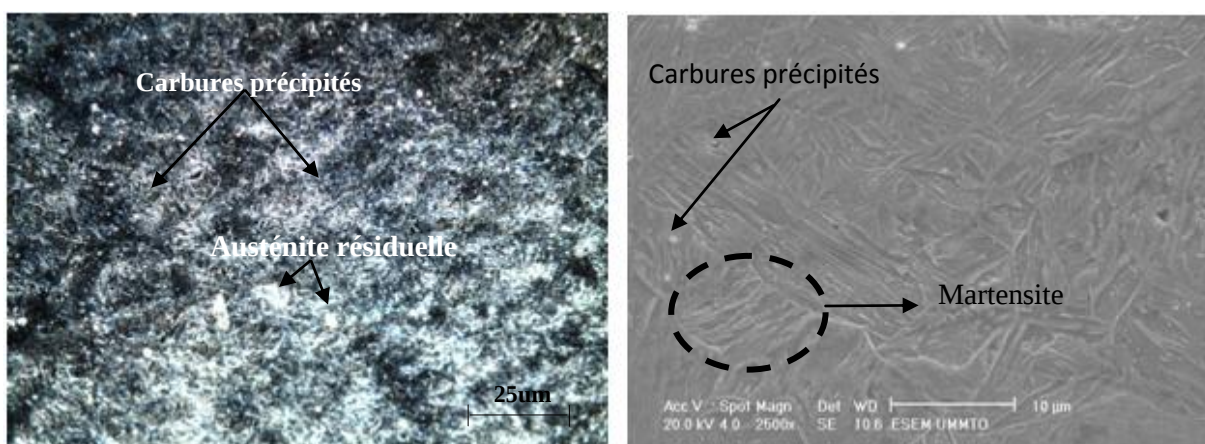


Figure 42 : Microstructures de l'acier traité à 1000°C.

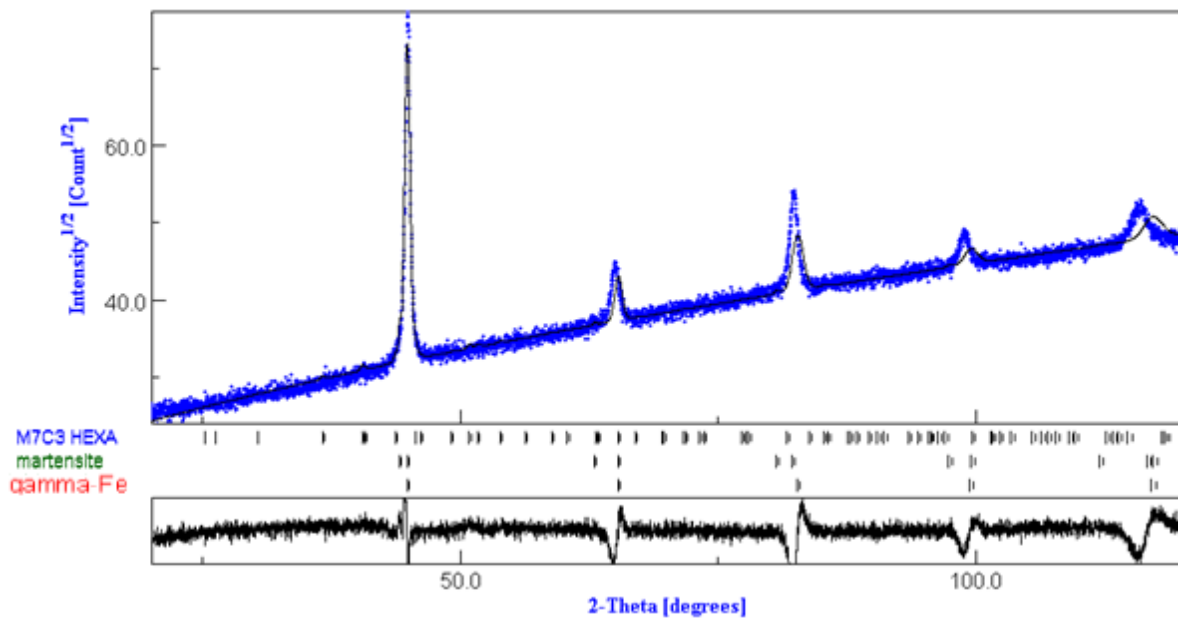


Figure 43 :Diffractogramme X de l'acier en étude traité à 1000°C.

La figure 44 indique les microstructures prises sur l'acier en étude traité à 980°C.

On remarque que la mise en solution des carbures formés à l'état brut de coulée est presque complète (Figure 44).

Nous constatons que le traitement appliqué a engendré la transformation de l'austénite en martensite avec une précipitation des carbures complexe de type M_7C_3 (Figure 45) plus fins et bien réparties dans la matrice mais d'une quantité moins importante par rapport aux autres cycles de traitements thermiques appliqués.

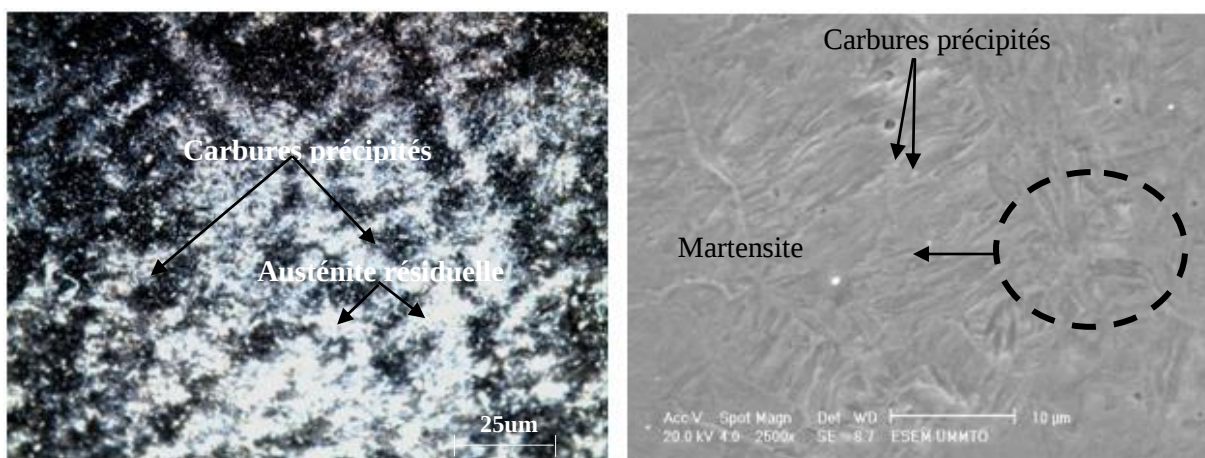


Figure 44 :Microstructures de l'acier traité à 980°C.

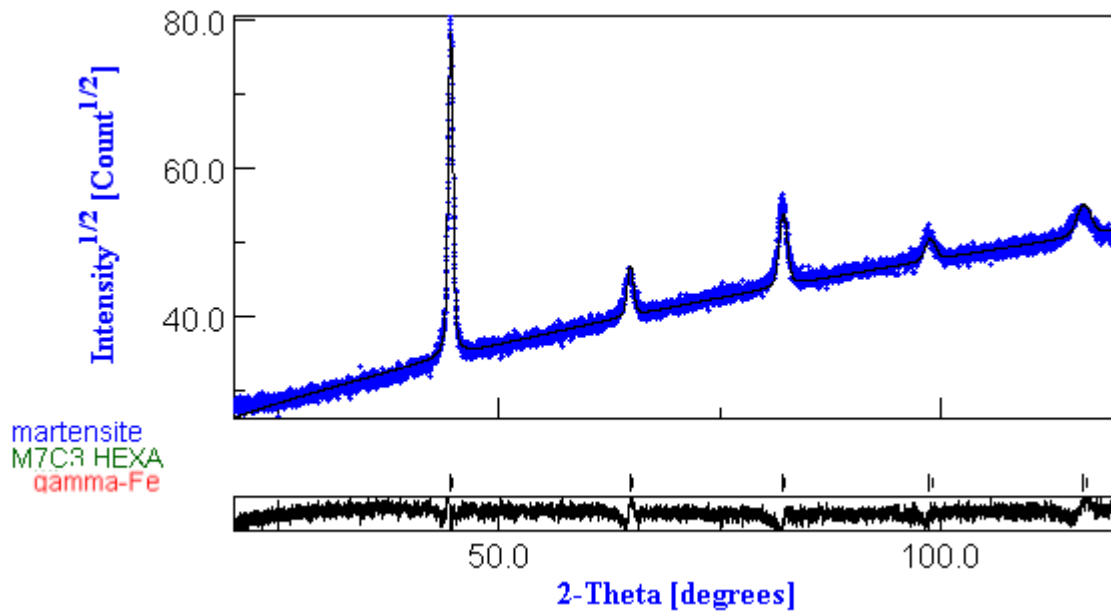


Figure 45 :Diffractogramme X de l'acier en étude traité à 980°C.

La figure 46 révèle les microstructures prises sur l'échantillon de l'acier en étude après trempe à 950 °C. Dans cet état, les carbures précipités de type M_7C_3 sont plus nombreux, fins et répartis dans toute la matrice par rapport aux autres cycles précédents de traitements appliqués. Nous observons la présence de martensite plus fine et une quantité d'austénite résiduelle plus importante après une austénitisation à 950°C (Figure 46).

Il faut noter que les carbures précipités sont de grosseur plus importante par rapport à ceux formés après trempe à 1000°C (Figure 42) et à 980°C (Figure 44).

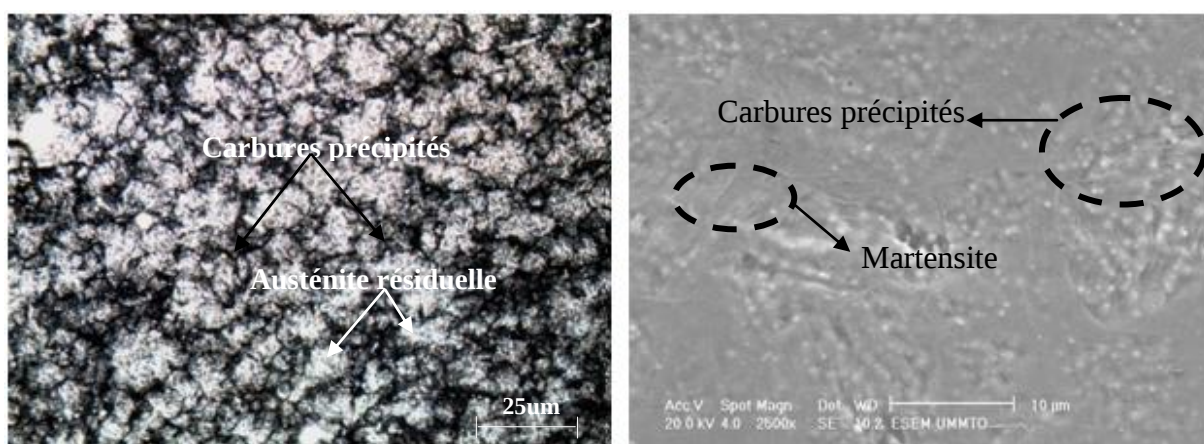


Figure 46 :Microstructures de l'acier traité à 950°C.

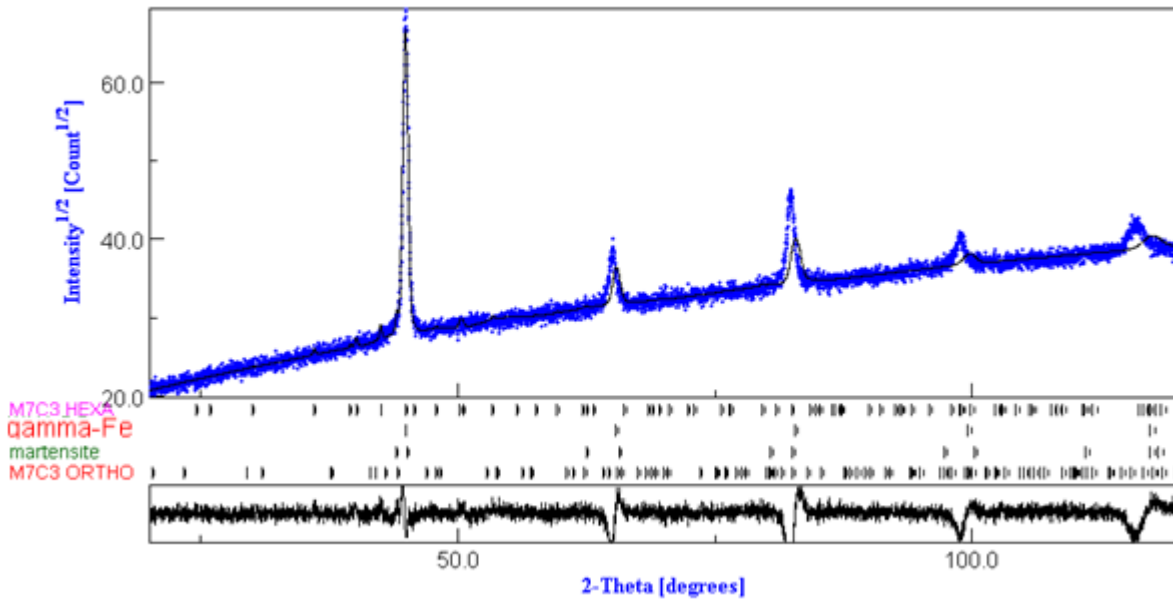


Figure 47 :Diffractogramme X de l'acier en étude traité à 950°C.

La figure 48 indique les microstructures prises sur l'acier de base traité à 910°C. Après ce traitement thermique, nous remarquons une quantité considérable de carbures complexes de type M_7C_3 précipités (Figure 48) très fins bien réparties dans la matrice. Ces derniers sont plus nombreux par rapport aux autres cycles de traitements appliqués et même plus nombreux encore par rapport à l'acier de base brut de coulée (Figure 38).

Dans cet état, l'austénite est appauvrie de carbone et d'éléments d'alliage tel que le chrome et le molybdène, c'est ce qui explique la présence de l'austénite résiduelle en grande proportion (figure 48).

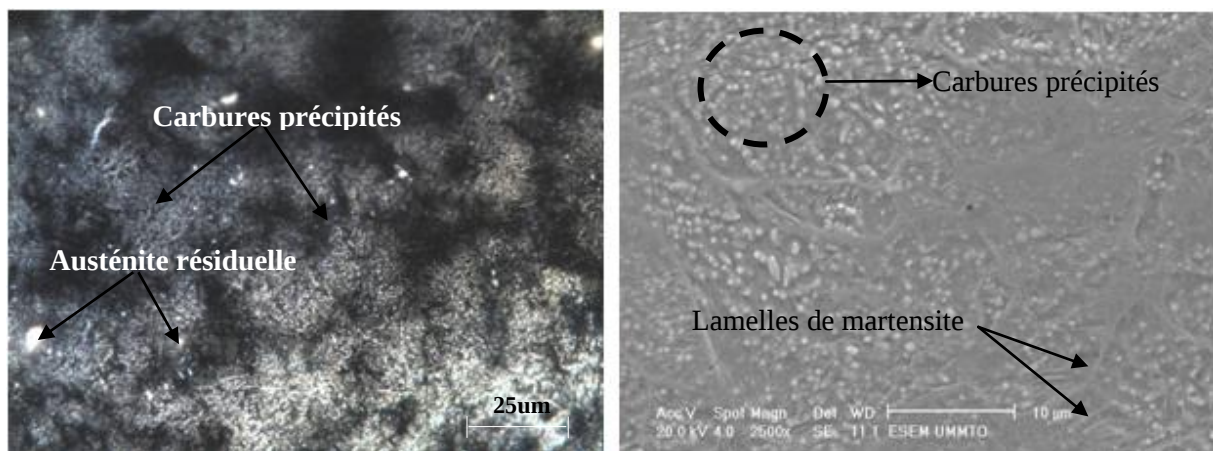


Figure 48 :Microstructures de l'acier de base traité à 910°C.

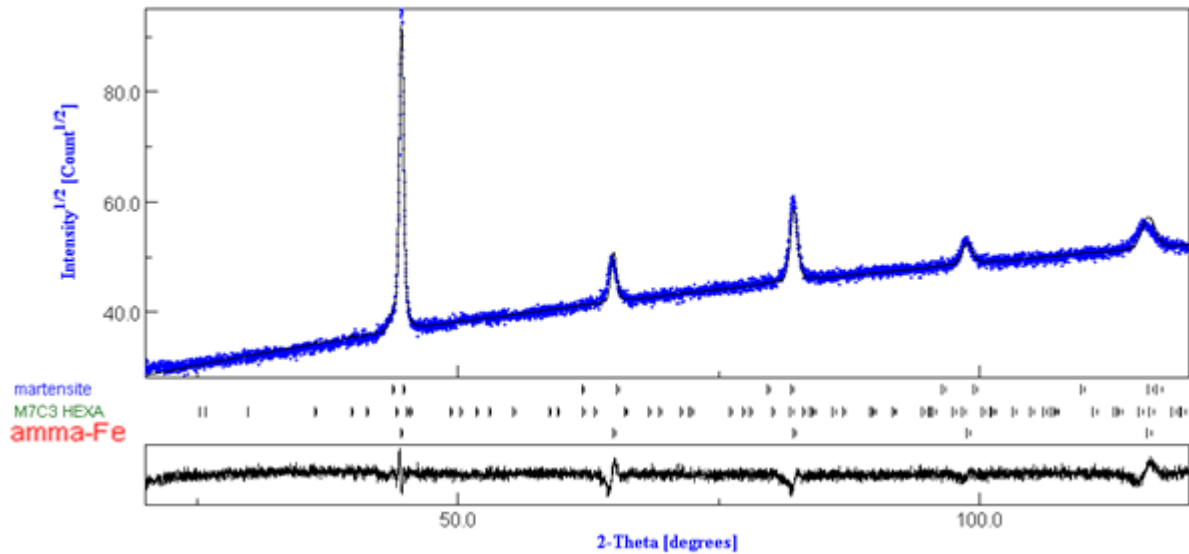


Figure 49 : Diffractogramme X de l'acier en étude traité à 910°C.

III.2. Dureté

Les mesures de dureté ont été réalisées sur tous les échantillons avant et après traitement thermique.

Tableau 5 : Dureté des aciers étudiés.

Echantillons	Etat	Dureté HRC
A1	Brute	12
A2	Traitement A	43
A3	Traitement B	46
A4	Traitement C	46
A5	Traitement D	52
A6	Traitement E	47

La figure 50 illustre les variations de la dureté des aciers étudiés avant et après chaque cycle de traitement thermique appliqué. Ces résultats montrent que la dureté varie avec les différents cycles thermiques appliqués par rapport à l'acier brut de coulée. Il en ressort que l'acier à l'état brut de coulée manifeste la plus faible dureté.

Nous rappelons que le traitement thermique de trempe à 950°C a permis une transformation d'une proportion d'austénite en martensite avec la présence des carbures précipités bien réparties dans la matrice (Figure 45). Cela a engendré une augmentation de la dureté d'une façon remarquable jusqu'à 52HRC.

La plus faible dureté a été enregistrée après trempe à 1040°C (43 HRC), nous remarquons que la microstructure formée après ce cycle de traitement thermique présente des carbures précipités plus volumineux par rapport aux autres cycle thermiques appliqués et d'une austénite résiduelle grossière (Figure 40).

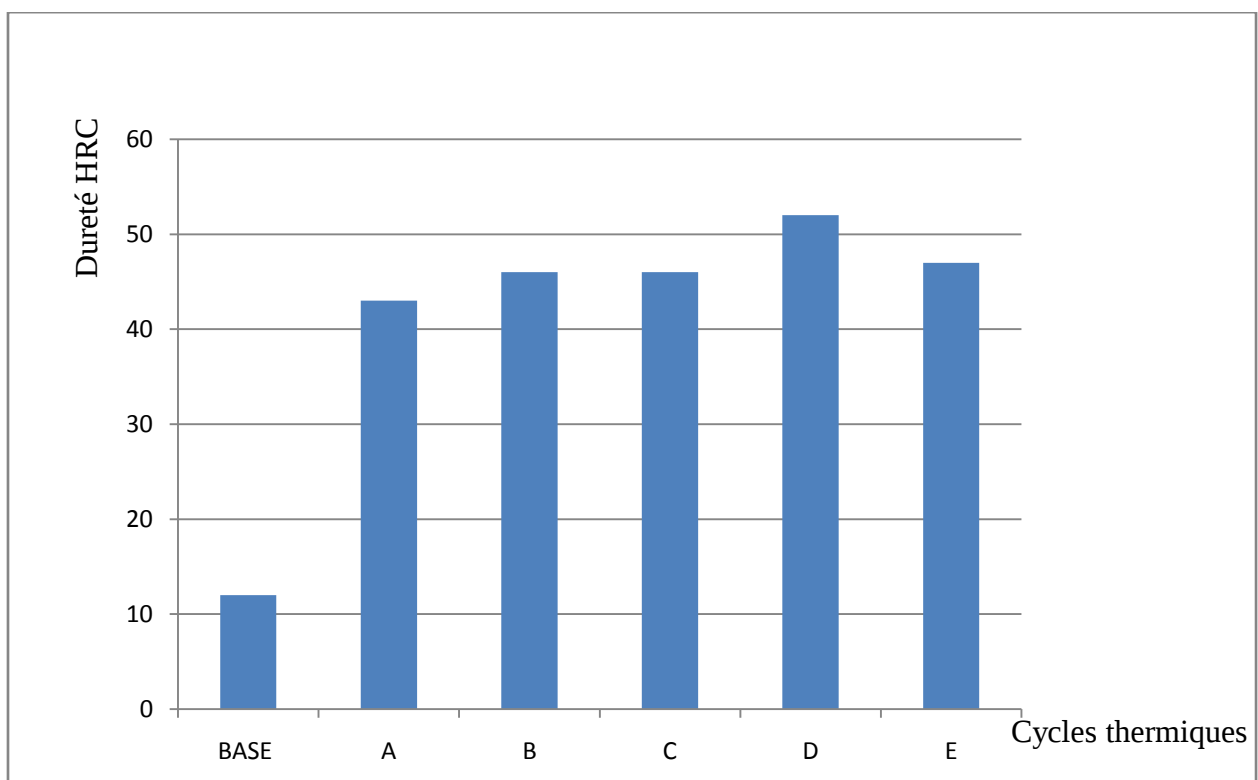


Figure 50 :Duretés HRC de l'acier étudié.

III.3. Usure

L'adoption de l'essai d'usure par frottement dans cette étude, a pour but la reproduction les conditions industrielles dans lesquelles travaille l'acier étudié. Á l'état brut de coulée, la perte de matière par frottement de l'acier est de 2858 mg (Tableau 6), ce qui représente une perte de masse estimée à 7% (Figure 50).

L'application des différents cycles de traitements thermiques a amélioré la résistance à l'usure par rapport à l'acier brut de coulée (Tableau 6).

On remarque aussi, que la résistance à l'usure de l'acier traité à 980°C est meilleure que celles des autres aciers traités avec les différents cycles de traitements thermiques, sauf l'acier traité à 910°C qui aura une meilleure résistance à l'usure par frottement, avec une perte de masse de 124mg équivalente à un taux de 0,3% (Figure 51).

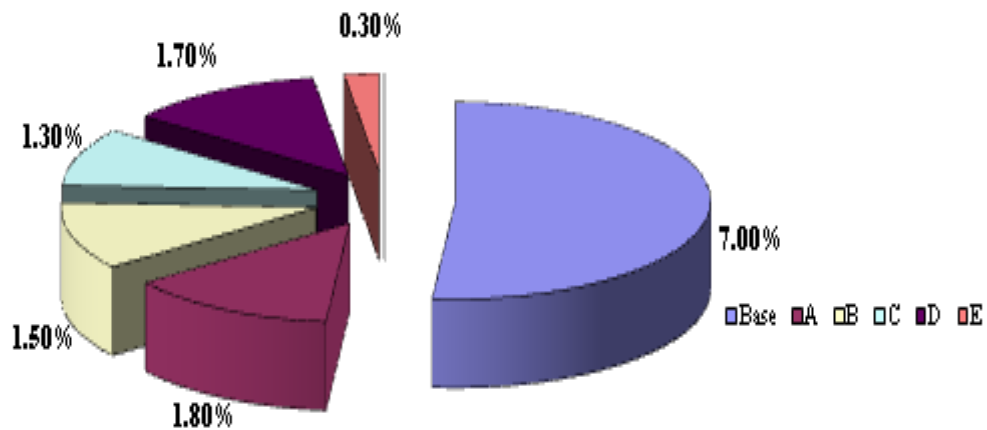


Figure 51 : Résistance à l'usure de l'acier étudié.

Tableau 6 : Perte de masse par frottement des aciers étudiés.

Echantillons	Etat	Poids (mg)		Perte (mg)	Perte (%)
		Avant	Après		
A1	Base	39924	37112	2868	7
A2	A	75196	73785	1411	1,8
A3	B	51386	50588	798	1,5
A4	C	27677	27305	372	1,3
A5	D	72232	70997	1235	1,7
A6	E	41500	41376	124	0,3

Durant l'essai de frottement, les échantillons étudiés ont subi un échauffement. Après cet essai, nous avons mesuré la perte de masse après chaque minute, c'est-à-dire à chaque 76 mètres de parcours. A la base de ces résultats, des dépendances : **perte de masse (mg) = f (temps)** ont été déduites. D'après les résultats obtenus, nous remarquons une stabilisation de la perte de masse en fonction du temps pour les aciers traités à 980°C et à 910°C (Figure 52). On remarque aussi que l'acier traité à 1040°C est le moins résistant à l'usure par frottement (Figure 51 et 52). Ce résultat est dû à la présence de carbures précipités de chrome (Cr_{23}C_6) et des carbures complexes de type M_7C_3 de forme et de grosseur variables par rapport aux autres cycles de traitements thermiques appliqués (Figure 39). Ces derniers se détachent éventuellement lors du processus d'usure par frottement.

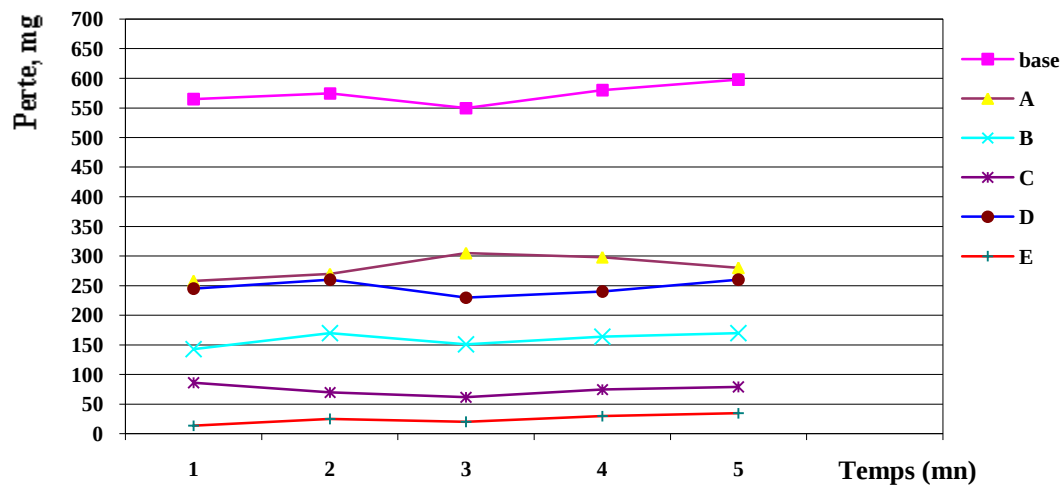


Figure 52 : Pertes de masse de l'acier étudié en fonction du temps.

Conclusion générale

IV.CONCLUSION GENERALE

L'attention portée sur l'amélioration des propriétés d'exploitation de l'acier à outil travaillant à chaud (X38CrMoV5-1) demeure d'une grande importance vu l'utilité de cet alliage dans le domaine industriel car cet alliage occupe une grande place dans l'industrie.

L'application de différents cycles de traitements thermiques de trempe a influencé le caractère de cristallisation, autrement dit la formation (des carbures...etc.) dans la structure micrographique. Cette influence a engendré une nette variation des principales propriétés d'utilisation de cet alliage à savoir la résistance à l'usure par frottement ainsi que la dureté.

Les structures observées à l'état brut de coulée et après traitement thermique sont très diverses et présentent les observations suivantes :

- présence dans les différentes structures micrographiques de précipités (carbures) de finesse variable et en grande quantité à l'état brut de coulée et après traitement de trempe ;
- Formation d'une structure grossière après trempe à 1040°C, composée de martensite, d'austénite résiduelle et des carbures de chrome plus volumineux de type Cr_{23}C_6 et des carbures complexes de type M_7C_3 par rapport aux autres aciers traités ;
- Transformation substantielle d'austénite en martensite après trempe à 1000°C et 980°C ;
- Affinement de la structure, après trempe à 910°C et 950°C. Cette structure est composée de martensite, d'austénite résiduelle et d'une proportion considérable de carbures(M_7C_3) distribué d'une manière uniforme dans la matrice.
- Une augmentation de la dureté a été remarquée sur les différents échantillons d'aciers caractérisés après les traitements thermiques utilisés. La dureté a atteint un maximum (53 HRC) sur l'acier traité à 950°C.
- Comparativement aux différents cycles de traitement thermiques adoptés, l'acier traité à 910°C a manifesté la plus faible perte de masse par frottement. Une perte de masse par frottement après trempe moins faible est aussi obtenue par l'acier traité à 950°C auquel correspondait la dureté maximale.

Cette étude a montré l'importance des traitements thermiques sur les transformations dans la structure de l'acier étudié. Un effet est noté sur le comportement à l'usure est aussi les valeurs de dureté mesurées.

EN PERSPECTIVE :

Espérant que les résultats de ce travail seront utiles à l'Entreprise d'Electro industrie de Freha, et seront utilisés par les étudiants des promotions à venir pour faire d'autres études sur la corrosion de cet acier ; et réaliser d'autres types de traitements thermiques qu'on n'a pas eu le temps de réaliser.

Références bibliographiques

V. REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] Commission Nationale de la Formation Professionnelle-Syndicat Général des Fondeurs de France, Technologie de la fonderie en moules métalliques : Tome 2 : fonderie sous pression, Edition techniques des Industries de la Fonderie, 2 éd(1977).
- [2] Danzer.R. et Al : thermal fatigue cracks in pressure die casting dies. Giesserei-Praxis, (1983): p. 288-297.
- [3] Dour. G : Aide-mémoire Fonderie. Dunod, Paris(2004).
- [4] Madeleine Durand-Charre : La microstructure des aciers et des fontes, Genèse et Interprétation, SIRPE éditeur, Paris(2003).
- [5] L.Colombier : les aciers à outils et leur traitement thermique(1971), pyc-édition, Paris.
- [6] V. Leskovsek, B. Sustarsic, G. Jutrisa: J. Mater. Process. Technol. 178 (2006) 328.
- [7] A. Bahrami, S. H. MousaviAnijdan, M. A. Golozar, M. Shamanian, N. Varahram, Wear : 258 (2005) 846.
- [8] R. Léveque, technique de l'ingénieur : Traitements thermiques dans la masse des aciers à outils.M1134.
- [9] K.D. Fuchus, influence of heat treatment parameters on the properties of common hot-work tool steels, materials park,OH: ASM International (1997).
- [10] C.Pierre-Jean: Acier inoxydable, Critère de choix et structure, Techniques de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques, Vol, MB4, dossier M4540, Paris (2000).
- [11] Pierre-Jean Cunat : Aciers inoxydables, Critères de choix et structure, Techniques de l'Ingénieur, M 1115.
- [12] S .M.Addasi, A.Shokuhfar : Improvement of Mechanical Properties of Cr-Ni-Mo-Cu-Ti Stainless Steel With Addition of Vanadium, Journal of iron and steel research, International (2007).
- [13] Yao Fu, XinqiangWua, En-Hou Han, Wei Ke, Ke Yang, ZhouhuaJiang: Effects of nitrogen on the passivation of nickel-free high nitrogen and manganese stainless steels in acidic chloride solutions, ElectrochimicaActa 54 (2009).
- [14] M. Schaeffler: Constitution diagram for stainless steel weld metal, Metal Progrees, 56, (1949), pp. 680-681.
- [15] J. Baralis& G. Maeder : Précis métallurgie, Nathan, Paris(1997).
- [16] P. Kofstad: High Temperature Corrosion, Elsevier Applied Science (1988).
- [17] Hache André : Corrosion des métaux(1977).

- [18] Christophe Gobert, Alexandro D'alfonso, Fabienne Delaunois, Christian Dumortier : Oxydation à haute température des aciers inoxydables, Effet de l'état de surface sur le comportement à l'oxydation, Matériaux, Dijon, France(2006).
- [19] N Birks, G H. Meier, F S. Pettit: Introduction to the high-temperature oxidation of metals, 2^{ème} édition(2006) .
- [20] J. Campbell : Solidification structure castings second édition(2003), pages 117-177.
- [21] A. ROOS. Précis de métallographie appliquée. Dixième édition Dunod paris (1963), p. 319-328.
- [22] R. Ueji, N. Tsuchida, D. Terada, N. Tsuji, Y. Tanaka, A. Takemura, K. Kunishige: Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine grained Structure. Scripta Materialia; p59 (9), 963-1066(2008).
- [23] M.T. LEGER, P. DETREZ: Les aspects métallurgiques du traitement thermique des aciers. Notice CTIF (1976), p. 31, 38, 42, 43, 56, 76.
- [24] J.W. Christian: Solidification and Melting the Theory of Transformations in Metals and Alloys (2002), p623-701.
- [25] C.E Gouin: Manganese steel that don't require heat treatment. Climax Molybdenum Company of Michigan(1976).
- [26] D.P. KOISTINEN ET R.E. MARBURGER: Acta Met., 7 (1959), p. 59, 60, 62, 63.
- [27] C. Efstathiou, H. Sehitoglu: Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel, Acta Materialia 58 (2010) p. 1479–1488.
- [28] Verlag Stahleisen m.b.H. Dusseldorf: De ferrimetallographia (1966)
- [29] Z. Fucheng, L. Tingquan: A study of friction-induced martensitic transformation for austenitic manganese steel, Wear 212 (1997) 195–198.
- [30] Taotsung shun, C.M. Wan, J.G. Byrne: A study of work hardening in austenitic Fe---Mn--C and Fe---Mn---Al---C alloys. Acta Metallurgica et Materialia: 40 (12), 3407-3412(1992).