



32-530-703.7

REP. **32-530-703-7**

DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université de Blida

Institut de Génie Mécanique

MEMOIRE

Présenté par :

MAZOUZI Redha

Ingénieur en Génie Mécanique

**POUR L'OBTENTION DU DIPLOME DE
MAGISTER EN GENIE MECANIQUE**

Options : **CONSTRUCTON**

**ETUDE DE LA STRUCTURE ET DES
CARACTERISTIQUES DES ACIERS A OUTILS
APRES TRAITEMENT THERMOCHIMIQUES
AVEC PATE**

Soutenue devant le jury composé de :

Président :	BACHA. N	Maître de Conférences	U.S.T.BLIDA
Rapporteur :	BRAHIMI. A	Maître Assistant	U.S.T.BLIDA
Examineur :	BOUKHAROUBA. T	Maître de Conférences	U.S.T.H.B
Examineur :	RAHMANI. M	Maître de Conférences	C.U.LAGHOUAT
Examineur :	OULHADJ. A	Maître de Conférences	C.U.LAGHOUAT

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université de Blida

Institut de Génie Mécanique



MEMOIRE

Présenté par :

MAZOUZI Redha

Ingénieur en Génie Mécanique

**POUR L'OBTENTION DU DIPLOME DE
MAGISTER EN GENIE MECANIQUE**

Options : **CONSTRUCTON**

**ETUDE DE LA STRUCTURE ET DES
CARACTERISTIQUES DES ACIERS A OUTILS
APRES TRAITEMENT THERMOCHIMIQUES
AVEC PATE**

Soutenue devant le jury composé de :

Président :	BACHA. N	Maître de Conférences	U.S.T.BLIDA
Rapporteur :	BRAHIMI. A	Maître Assistant	U.S.T.BLIDA
Examineur :	BOUKHAROUBA. T	Maître de Conférences	U.S.T.H.B
Examineur :	RAHMANI. M	Maître de Conférences	C.U.LAGHOUAT
Examineur :	OULHADJ. A	Maître de Conférences	C.U.LAGHOUAT

REMERCIEMENTS

IL m'est particulièrement agréable de remercier Monsieur BRAHIMI A., Maître Assistant à l'Université de BLIDA, pour ses conseils, ses encouragements et sa disponibilité tout au long de mon travail.

J'exprime ma profonde gratitude à Monsieur BACHA N., Maître de conférences à l'Université de BLIDA, d'avoir accepté de présider le Jury.

Je remercie vivement Messieurs : BOUKHAROUBA T., Maître de conférences à l'U.S.T.H.B., OULHADJ A. et RAHMANI M., Maîtres de conférences au centre Universitaire de LAGHOUAT, d'avoir accepté d'examiner sereinement la présente Thèse et accepté de participer au Jury.

Je saisis cette occasion pour remercier les responsables et les techniciens de la B.C.R de OUED-R'HIOU et la S.N.V.I de ROUIBA pour leurs aides précieuses et pour nous avoir fourni la matière première.

En outre, je remercie tous mes amis pour m'avoir encouragé et aidé à continuer mon travail, plus particulièrement, Monsieur GHRICI M., Maître Assistant au Centre Universitaire de CHLEF pour l'aide technique et le soutien moral durant ma formation.

Que tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail, trouve ici, dans ces lignes ma profonde reconnaissance.

RESUME

Les traitements thermo-chimiques jouent un rôle très important dans l'amélioration de la durée de vie des outils de production.

Dans la plus part des cas, l'utilisation de ces traitements nécessitent des moyens techniques et financiers importants, A cet effet, l'utilisation des traitements thermo-chimiques des aciers a outils, combinées avec leur chauffage à des températures de traitements thermiques dans des fours traditionnels mérite d'être prise en considération.

Notre étude a été orientée vers l'amélioration des caractéristiques de surface des aciers a outils faiblement et fortement alliés, en utilisant la boruration, boronituration, B-Si et B-Cr a l'aide de pâte agissant aux températures de trempe ou de revenu de ces aciers.

ABSTRACT

The thermal and chemical treatments have a very important role in the improvement of tools production life duration which works in hard conditions.

In the most cases, the use of these treatments requires important financial and technical means. To that effect, the use of tools steel thermo-chemical treatments combined with their heating at temperature of thermal treatments in traditional kilns is worthy to be taken into consideration.

Our study was orientated towards the improvement of low and powerful alloy tools steel surface characteristics using B,B-N,B-Si and B-Cr treatments with pastes which act at the temperature of quenching and hardening of these steels.

TABLE DES MATIERES

Introduction Générale.....	5
----------------------------	---

Chapitre I Synthèse Bibliographique

1.1 Introduction	7
1.2 Aciers à outils, Définition et caractéristiques.....	7
1.2.1 Classification des aciers à outils	
1.2.1.1 Aciers au Carbone pour travail à froid	
1.2.1.2 Aciers alliés pour travail à froid	
1.2.1.3 Aciers pour travail à chaud	
1.2.1.4 Aciers à coupe rapide	
1.2 Traitements thermiques des aciers à outils.....	10
1.2.1 Recuit	
1.2.2 Trempe	
1.2.3 Revenu	
1.3 Traitements thermochimiques (TTC) des aciers à outils.....	13
1.3.1 Nitruration	
1.3.2 Oxydation	
1.3.3 chromisation	
1.3.4 Boruration	
1.4 Conclusion.....	19

Chapitre II Partie Expérimentale

2.1 Introduction.....	21
2.2 Présentation des métaux et déroulement des traitements.....	21
2.3 Etude de la structure et des caractéristiques de la couche de diffusion	24
2.4 Méthode de calcul thermodynamique des réactions chimiques.....	26
2.5 Conclusion.....	27

Chapitre III
Structure et Caractéristiques des Aciers à Outils
après un T.T.C à la Température de Trempe

3.1 Introduction	29
3.2 TTC utilisant une pâte pour Boruration	29
3.3 TTC utilisant une pâte à base de bore-silicium.....	43
3.4 TTC utilisant une pâte à base de B-Cr et B-N.....	59
3.5 Processus technologique du TTC à l'aide d'une pâte.....	63
3.6 Conclusion.....	67

Chapitre IV
Structure et Caractéristiques des Aciers à Outils
après un TTC à la Température de Revenu

4.1 Introduction	69
4.2 Etude de la possibilité du TTC des aciers à basse température (revenu).....	69
4.3 Structure et caractéristiques de la couche de diffusion des aciers X40CrMoV51 et X32CrMoV33.....	71
4.4 Structure et caractéristiques de la couche de diffusion de l'acier rapide S6-5-2.....	74
4.5 Structure et caractéristiques de la couche de diffusion de l'acier X210CrW12.....	79
4.6 Processus technologique du TTC à l'aide d'une pâte.....	82
4.7 Conclusion	86
Conclusions Générales.....	87
Références Bibliographiques.....	89
Annexe.....	92

I

INTRODUCTION

GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Actuellement, l'amélioration de la production industrielle et l'efficacité des entreprises de production est liée d'une manière étroite à l'amélioration des caractéristiques techniques, économiques et mécaniques des outils de production. Ces outils travaillant en général par leurs surfaces, l'allongement de leur durée de vie passe obligatoirement par le bon traitement et le bon entretien de ces surfaces. Des recherches sont alors été lancées dans ce domaine et surtout dans le domaine des traitements thermochimiques (TTC) des aciers alliés dont l'utilisation et la mise en oeuvre sont généralement très coûteuses.

Le traitement de surface par diffusion est l'un des traitements qui peut réaliser une couche dure d'épaisseur variable permettant d'augmenter les propriétés de résistance à l'usure et au frottement, ainsi que la tenue à la fatigue mécanique, aussi bien à la température ambiante qu'à chaud.

L'inconvénient principal de ces traitements thermochimiques, c'est qu'ils nécessitent des moyens techniques et financiers importants, ce qui rend leurs intégrations dans l'industrie assez difficile et peu rentable surtout dans un pays en voie de développement comme le nôtre.

Au cours des visites effectuées à des unités industrielles, BCR de Oued R'hiou et la SNVI de Rouiba, on a constaté le problème des aciers à outils qui s'usent rapidement. Ces aciers livrés après avoir subi un traitement thermique, pour améliorer leur durée de vie, ils doivent être traités thermochimiquement. Ces TTC nécessitent des moyens dont les unités industrielles ne disposent pas.

Pour surmonter ce problème, nous nous sommes intéressés à l'utilisation des traitements thermochimiques des pièces de machines, combinées avec leur chauffage à des températures de traitement thermique.

Nous avons alors traité des aciers à outils du type 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 33, X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, alliés et fortement alliés, en utilisant des pâtes travaillant à des températures de trempe ou de revenu de ces aciers. Ainsi on a fixé les objectifs suivants:

1°/ L'étude de la formation de la couche de diffusion après différents TTC (B; B-Si; B-Cr et B-N) sur des aciers à outils de différentes classes à la température de trempe,

2°/ Obtenir des résultats sur la structure et les caractéristiques de la couche de diffusion formée sur les aciers suscités en fonction du type et des paramètres des TTC,

3°/ Etude de la possibilité des TTC à la température de revenu (500-600°C),

4°/ Etude de la structure et les caractéristiques des aciers traités thermochimiquement à l'aide d'une pâte à leurs températures de revenu,

5°/ Proposer un processus technologique pour l'utilisation des pâtes dans l'industrie.

Ce rapport comportera 4 parties, dans le premier chapitre, nous présenterons les principales classes d'aciers à outils et leurs caractéristiques et on a exposé ensuite les différents traitements (thermiques et thermochimiques) subis par ces aciers.

Dans le deuxième chapitre, les matériaux, leurs caractéristiques et le dispositif expérimental sont présentés.

Dans le troisième chapitre, on a abordé les TTC (B; B-Si; B-Cr et B-N) des aciers à outils à la température de trempe, on a exposé et commenté les résultats concernant la microstructure, l'épaisseur, la microdureté, la résistance à l'usure et la fragilité des couches de diffusion obtenus.

Le dernier chapitre est consacré à des TTC qui se déroulent à des températures de revenu, de même on a exposé et analysé les résultats trouvés.

C

H A P I T R E I

SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE

1-1 Introduction

Actuellement, il existe un nombre très élevé de métaux et alliages utilisés dans l'industrie, chacun en fonction de sa propre spécificité et son propre traitement thermique subi. Nous nous limiterons dans ce chapitre à donner l'essentiel sur les aciers à outils :

- définition, caractéristiques générales et classification,
- traitements thermiques classiques: le recuit, la trempe et le revenu,
- traitements thermochimiques.

1-2 Aciers à outils, définition et caractéristiques

Lors des opérations de mise en forme, avec ou sans enlèvement de copeaux, les outils sont soumis à des sollicitations extrêmement complexes et les propriétés requises au niveau des aciers pour de tels emplois sont les suivantes:

- une grande dureté, pour résister aux déformations lors du travail par enfoncement ou par cisaillement du métal, ou par pénétration. Suivant l'emploi auquel est destiné l'outil (travail à froid ou à chaud), on attache plus ou moins d'importance au fait que la dureté persiste lorsque l'acier est porté à température élevée;

- une bonne résistance à l'usure;

- une absence de fragilité;

- une bonne résistance aux chocs thermiques, surtout dans les aciers pour moule qui sont soumis à des changements de température brusques et répétés;

- une bonne trempabilité pour que la structure soit homogène sur de très grandes épaisseurs après le traitement thermique de trempe.

Cette dernière propriété doit être complétée par une résistance convenable à la surchauffe et au grossissement du grain [1].

1-2-1 Classification des aciers à outils

Il est pratiquement intéressant de classer ces aciers selon la température atteinte par la partie active au cours du service, c'est à dire on fait utiliser comme critère la résistance à l'adoucissement en fonction de la température (ou la dureté à chaud) [2].

1-2-1-1 Aciers au carbone pour travail à froid

Les aciers au carbone doivent assurer après trempe et revenu à basses températures une dureté élevée de l'arête tranchante des outils (60 à 65) HRC, nettement supérieure à celle du métal usiné, ainsi qu'une bonne tenue à l'usure pour conserver l'état de l'arête tranchante.

Dans le cas où les outils subissent en service des charges dynamiques, il est recommandé d'utiliser des aciers hypoeutectoides et eutectoides traités thermiquement de manière à obtenir une structure de type troostite. Pour les outils de coupe (fraises, foret, scies, grattoirs, etc...), on emploie des aciers hypereutectoides (1,0 - 1,3% de C) traités et à structure composée de martensite et de carbures.

Les aciers au carbone présentent les avantages suivants:

- prix modérés,
- faible dureté et bon usinage à l'état recuit,
- bonne aptitude à la déformation à l'état recuit [3].

Parmi ses inconvénients : la faible pénétration de trempe, la température de trempe des aciers au carbone doit être 780 à 810°C, c'est à dire être 50 à 70°C supérieure à A_{c1} , mais inférieure à A_{cm} pour que la trempe donne à l'acier une structure martensitique sans compromettre la finesse du grain et sans dissoudre les carbures de la cémentite secondaire.

Les aciers au carbone ne peuvent, pourtant, être utilisés que pour la coupe à de faibles vitesses, car leur forte dureté diminue nettement à l'échauffement dépassant 190 ou 200°C [4].

1-2-1-2 Aciers alliés pour travail à froid

Les aciers à outils alliés pour travail de même que les aciers à outils au carbone ne sont pas très résistants, et de ce fait sont employés pour la coupe des matériaux relativement doux et à de faibles vitesses de coupe. La température ne dépasse pas 250°C.

Les aciers à outils alliés au chrome, vanadium, molybdène,....., font preuve d'une grande stabilité de l'austérite surfusionnée et par suite d'une grande pénétration de trempe. Le traitement thermique comporte une trempe à l'huile et un revenu à 200°C afin de réduire les déformations et les gauchissements des outils.

1-2-1-3 Aciers pour travail à chaud

* Avec chocs: forgeage, estompage, matriçage.

* Sans chocs: moules, pièces de filage.

Dans cette catégorie d'aciers on peut distinguer deux classes principales:

- les aciers au Cr-W-Mo-V;

- les aciers au Ni-Cr-Mo.

Les aciers pour travail à chaud doivent avoir une résistance à la déformation convenable, donc une dureté à chaud et une résistance à l'usure élevées sans que la ténacité, indispensable pour limiter les risques de fissuration rapide soit trop sacrifiée, ainsi qu'une bonne tenue aux différences de température en cours de travail, cause de chocs thermiques.

1-2-1-4 Aciers à coupe rapide

Les aciers à coupe rapide ou simplement les aciers rapides sont caractérisés par:

- une bonne tenue à chaud,

- une bonne dureté,
- une résistance mécanique et une tenue à l'usure élevées,
- la propriété de garder la structure martensitique à chaud jusqu'à 600°C.

L'utilisation des aciers de coupe par rapport aux aciers à outils ordinaires, permet d'augmenter sensiblement la vitesse de coupe de 2 à 4 fois et la tenue à chaud de l'outil de 10 à 30 fois [3].

L'élément d'alliage principal de ces aciers, celui qui assure leur tenue à chaud est le tungstène (ou son analogue chimique, le molybdène).

La tenue à chaud s'améliore en présence d'autres éléments carborigènes tels que le cobalt et le vanadium.

Les aciers font partie de la classe des aciers aux carbures (lédéburitiques), leur composition de phase à l'état recuit est: ferrite alliée + carbures M_6C , $M_{23}C_6$, MC , M_3C [5].

Pour assurer une bonne tenue à chaud, les outils rapides sont soumis à une trempe (1200 ÷ 1300°C), pour avoir une meilleure dissolution des carbures secondaires, et obtenir au chauffage de l'austénite hautement alliées au Cr, W, Mo et V. Ceci assure après trempe, une structure martensitique à haute stabilité, donc à bonne tenue à chaud. La trempe est suivie d'un revenu multiple à haute température.

1-2 Traitements thermiques des aciers à outils

Le but essentiel des traitements thermiques des matériaux métalliques et plus particulièrement des aciers, est de conférer au métal une ou plusieurs propriétés particulières destinées à modifier son comportement.

Pour l'utilisation des aciers à outils, la connaissance et l'exécution correcte des traitements thermiques sont indispensables; des soins tout particuliers doivent être pris dans les différentes opérations, si l'on tient compte des points suivants:

- l'outil doit garder une forme et des dimensions extrêmement précises car, dans de nombreux cas, la rectification finale est une opération qui est à réduire le plus possible, voire à supprimer;

- l'outil travaille par sa périphérie et cette partie doit donc avoir les propriétés mécaniques optimales;

- la réponse au traitement thermique des aciers à outils dépend dans une très large mesure de leur composition chimique et, pour une même nuance, des conditions de recuit [6].

1-2-1 Recuit

Le but du recuit est de conférer à l'acier une structure et un niveau d'adoucissement permettant un usinage ou une mise en forme plus faciles, un état approprié aux traitements thermiques ultérieurs []. Les carbures présents dans les aciers à outils à l'état recuit dépendent de la teneur en éléments d'alliage de ces derniers. En présence de tungstène ou de molybdène, au fur et à mesure que la teneur en carbone augmente, apparaissent tout d'abord les carbures du type M_3C , puis du type $M_{23}C_6$ riche en fer: $Fe_{21}(W,Mo)_2C_6$, puis les carbures du type M_6C correspondant à $Fe_4(W,Mo)_2C$ et $Fe_3(W,Mo)_3C$ [1].

Les aciers à outils ont une conductivité thermique relativement faible et que l'on traite la plus part du temps des pièces de dimensions importantes, il est nécessaire d'effectuer pour un recuit complet l'opération de chauffage en plusieurs étapes et de pratiquer tout d'abord un dégourdissage vers $350^\circ C$, puis un préchauffage vers $600^\circ C$ [7].

1-2-2 Trempe

Dans le cas général, les aciers à outils sont des aciers hypereutectoides et lédéburitiques, dont la structure après trempe et revenu à basse température se compose de martensite et de carbures. Pour les outils qui demandent une ductilité relativement élevée (matrices de forage à chaud), on emploie des aciers hypoeutectoides. Après trempe et revenu à haute température, ils acquièrent une structure de sorbite [3].

Pour assurer une bonne tenue à chaud, les outils rapides sont soumis à une trempe ($1200 \div 1300^\circ C$) pour avoir une meilleure dissolution des carbures secondaires, et obtenir au chauffage, de l'austénite hautement alliée au Cr, W, Mo et V. Ceci assure, après trempe, une structure martensitique à haute stabilité, donc à bonne tenue à chaud. La trempe est suivie d'un revenu multiple à haute température [3].

Pour la plus part des nuances d'aciers à outils alliés et lédéburitiques, la courbe de variation de la dureté en fonction de la température d'austénitisation présente un maximum

qui varie, selon la teneur en éléments d'alliage, entre 950 et 1200°C. La température d'austénitisation, en général, choisie, se situe légèrement au delà du maximum de dureté, c'est celle qui donne après revenu les propriétés d'emploi optimales de l'acier. Dans le cas des aciers rapides, la règle qui vient d'être évoquée est valable pour l'utilisation en outils de coupe, et les carbures qui subsistent après trempe sont constitués essentiellement par MC et M_6C ; pour des outillages de mise en forme, la température d'austénitisation choisie peut varier suivant les propriétés requises (dureté, ténacité) entre 1000 et 1160°C; dans ces conditions, la mise en solution des carbures $M_{23}C_6$ présents à l'état recuit est loin d'être complète [6].

Pour les aciers à outils alliés et les aciers à outils lédéburitiques, la température d'austénitisation est plus élevée car la mise en solution des carbures M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C et MC est beaucoup plus difficile. Les conditions de remise en solution de ces carbures dépendent de trois paramètres: la température d'austénitisation et le temps de maintien à cette dernière température [6].

Nous avons représenté schématiquement sur la figure (1.1) les évolutions structurales au cours du chauffage des aciers à outils non lédéburitiques (Fig.1.1.a). La différence de comportement entre les deux catégories d'aciers réside dans la possibilité, pour le premier groupe, d'avoir une structure homogène austénitique sans carbures et, pour le deuxième d'atteindre le liquidus sans pouvoir remettre en solution tous les carbures [6].

L'acier passe d'une structure initiale formée d'un mélange de ferrite et de carbures à une structure finale constituée de martensite résiduelle et de carbures [6].

Parmi les conséquences de la trempe, l'augmentation de dureté qui est accompagnée d'une diminution de la résistance. Cette diminution de la résilience peut être un inconvénient extrêmement gênant. Pour pallier ce défaut, on a recours à certains traitements de surface. Ces traitements consistent à augmenter la dureté d'une pièce en surface seulement en gardant au coeur du métal une bonne résistance aux chocs [8].

1-2-3 Revenu

Le revenu des aciers rapides atténue non seulement les tensions de trempe mais encore curieusement en contradiction avec les phénomènes constatés pour les autres aciers il augmente la dureté et la résistance à la rupture, donnant ainsi aux outils leurs tenues de coupe maximum. Les résistances à la rupture enregistrées pour un acier rapide sont par exemple:

Etat recuit : 850 N/mm²

Trempe et revenu à l'huile : 2300 N/mm²

Revenu à 575° : 2400 N/mm²

Les outils, préalablement trempés sont plongés dans un bain de sel ou de plomb chauffé à une température variant de 500 à 600°C suivant les nuances. Par précaution, il est bon de faire un préchauffage des outils à 300°C. La durée du maintien en température qui est d'environ 30 minutes, peut être portée à 2 heures pour des outils de forme délicate. Pour les aciers rapides à haute teneur de cobalt, deux revenus successifs, à même température pendant 20 ou 30 minutes, sont recommandés. Le refroidissement se fait à l'air libre pour toutes les nuances [8].

1-3 Traitements thermochimiques (TTC) des aciers à outils

Les TTC dans le domaine des aciers à outils ont essentiellement pour but de réaliser une couche dure d'épaisseur variable permettant d'augmenter les propriétés de résistance à l'usure et au frottement, ainsi que la tenue à la fatigue mécanique, aussi bien à la température ambiante qu'à chaud. Ils constituent dans leurs majorités, la dernière opération de toute la gamme de fabrication et sont exécutés sur des outils à l'état trempé revenu et usiné aux cotes finales. Les principaux traitements actuellement pratiqués sur les aciers à outils sont la nitruration, l'oxydation, la chromisation, le chromage dur et la boruration [6].

Les traitements thermochimiques effectués en phase ferritique comme la nitruration ou l'oxydation n'apportent le plus souvent que de faibles variations dimensionnelles, souvent négligeables. Ces traitements seront pratiqués chaque fois que les conditions d'utilisation de l'outil nécessiteront une résistance accrue de surface de l'acier à la fatigue mécanique ou thermique, au frottement et à l'usure [6].

Par contre, certains traitements thermochimiques en phase austénitique comme la carbonituration et la boruration, ils doivent être suivis immédiatement par la trempe et/ou les revenus sur des pièces qui ne pourront être réunies par la suite en raison de la haute dureté et de l'épaisseur trop faible des constituants superficiels. Il y aura lieu de ne pratiquer ce type de traitement que sur des pièces de petites dimensions (n'excédant pas 100 mm) et de forme géométrique simple avec des aciers de bonne trempabilité pour minimiser les risques de déformations qui sont dans ce cas rédhibitoires. De bons résultats ont été obtenus par boruration, chromisation et titanisation sur des outils de découpage et d'emboutissage de petites dimensions en acier lédéburitique au chrome du type Z160 CDV12, en pratiquant, après le traitement superficiel, une trempe à l'air et un revenu aux environs de 200°C [6].

1-3-1 Nitruration

Ce procédé est employé très couramment dans la plus part des aciers à outils car il constitue le dernier traitement de revenu et ne pose en général pas de problème majeur de déformation [1].

La nitruration dans un milieu gazeux des aciers d'estompage peut se faire comme étape finale ou avant trempe, dans le premier cas la nitruration se fait pour les aciers pour travail à chaud contenant de 4 à 18% de chrome, la présence de W, Mo, Cr, dans la phase α facilite la formation de phase nitrurée de grande dureté et stabilité contre la coagulation [9].

Dans le domaine des aciers à outils, le durcissement de la couche de diffusion est d'autant plus important que l'acier contient plus de chrome, de molybdène et de vanadium dans la matrice. Par contre, la précipitation des nitrures d'éléments alliés gêne la diffusion de l'azote, et l'épaisseur de la couche de diffusion est d'autant plus faible que l'acier à outil est plus allié. A titre indicatif, la figure (1-2) donne quelques cinétiques de croissance de couches nitrurées et les profils de microdureté HV 0,1 obtenus sur un certains nombres d'aciers à outils à la température de 570°C dans le cas d'un traitement de bain de sel [6].

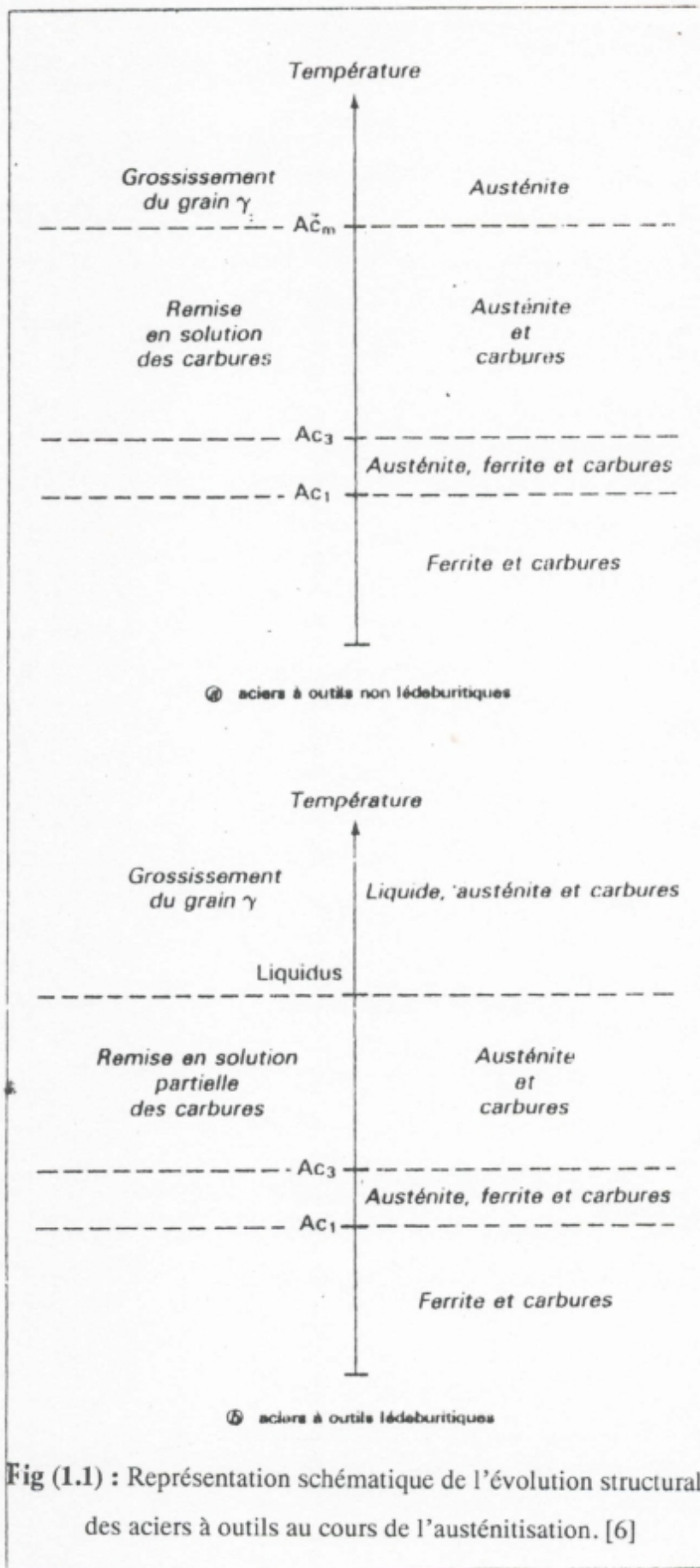


Fig (1.1) : Représentation schématique de l'évolution structurale des aciers à outils au cours de l'austénitisation. [6]

Dans le cas des aciers d'outillage à chaud, il est possible d'obtenir des épaisseurs de couches nitrurées comprises entre 0,1 et 0,4 mm avec des duretés superficielles voisines de 1000 HV. L'augmentation des teneurs en chrome, molybdène et vanadium de l'acier entraîne, pour un même traitement de nitruration, un accroissement de la dureté et de l'épaisseur des couches nitrurées. Ce traitement est appliqué avec succès, notamment pour les outillages de filage ou de coulée sous pression d'alliages non ferreux ou pour les matrices de forge et d'estompage. L'épaisseur des couches nitrurées est à adapter aux sollicitations des outillages, en particulier, lorsque l'on a affaire à des chocs mécaniques ou thermiques, il faut éviter l'obtention de couches trop épaisses [1].

Dans le cas des aciers d'outillage à froid à teneur en chrome $\geq 5\%$, il est possible d'obtenir des épaisseurs de couches inférieures ou égales à 150 μm avec des duretés superficielles voisines de 1300 HV. Le traitement de nitruration est appliquée avec succès pour les outils de formage ou d'emboutissage hautement sollicités au niveau du frottement et de l'usure [1].

Dans le cas des aciers rapides, il est possible d'obtenir des épaisseurs de couches inférieures ou égales à 50 μm avec des duretés superficielles supérieurs à 1100 HV. Avec des couches aussi minces on évite l'écaillage de l'arête de coupe résultant de la fragilité excessive de la surface nitruré et il en résulte la possibilité d'améliorer les performances des outils, aussi bien dans le domaine de la coupe que du travail à froid [1].

Après nitruration des aciers à outil, la couche de diffusion est composée de 2 phases, solution solide γ et la phase ϵ dont l'épaisseur varie de 3 à 10 μ [10].

1-3-2 Oxydation

Ce traitement est employé dans le domaine des aciers rapides utilisés pour la coupe. Il est effectué soit pour chauffage des outils dans une atmosphère contenant de la vapeur d'eau à 550°C avec un temps de maintien n'excédant pas 30 minutes, soit par immersion, pendant 2 heures au maximum dans un bain de sel contenant une solution de soude et de nitrite de sodium à une température voisine de 130°C [6].

1-3-3 Chromisation

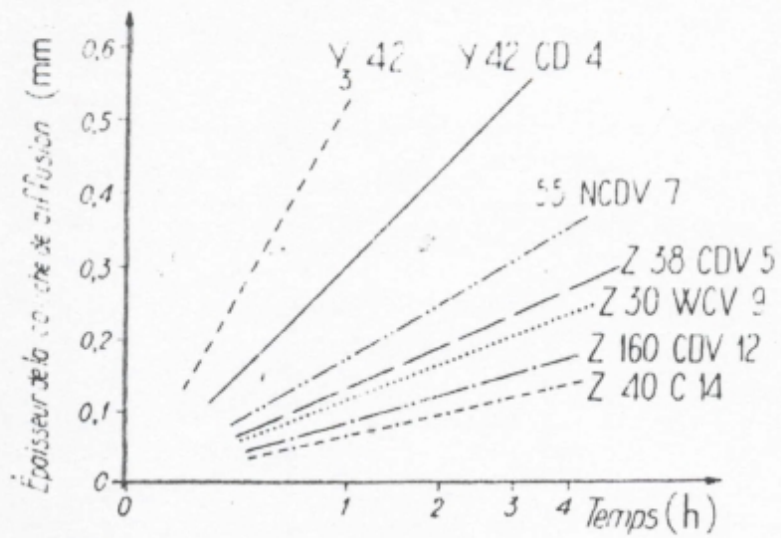
Dans le procédé de chromisation, on fait diffuser du chrome à des températures comprises entre 850 et 1000°C, par voie gazeuse à partir d'un halogénure de chrome. Sur les aciers à outils, dont la teneur en carbone est supérieur à 0,30%, ce traitement conduit à la formation d'une couche compacte et très adhérente de carbures de chrome du type M_7C_3 . Un tel dépôt peut être très dur (≥ 2000 HV) et entraîne à une amélioration sensible de la résistance à l'usure et à l'oxydation à chaud. Il est utilisé, dans le domaine des aciers d'outillage à chaud et à froid, pour les outils de formage, d'emboutissage ou pour les matrices d'estampage à chaud.

1-3-4 Boruration

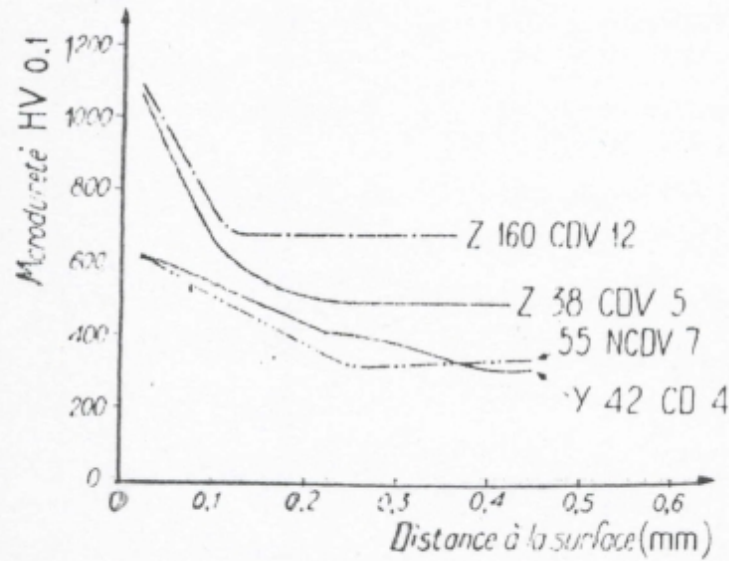
La boruration est utilisée de plus en plus pour améliorer la résistance à l'usure des pièces de machines et instruments, ce traitement peut être appliqué sur des aciers de n'importe quelle composition chimique, on l'utilise surtout pour des pièces travaillant dans des conditions sévères d'usure.

La boruration et son influence sur les caractéristiques mécaniques des pièces de machines ont été abordées dans plusieurs travaux [11]. D'après l'étude bibliographique ce traitement peut être réalisé :

- dans un milieu solide utilisant des conteneurs hermétiques,
- dans un milieu liquide (électrolyse et sans électrolyse),
- dans un milieu gazeux,
- à l'aide de pâte.



(a) cinétique de croissance des couches à 570 °C



(b) profils de microdureté HV 0.1 obtenus après un maintien de 2 h à 570 °C

Fig (1.2) : Aptitude à la nitruration d'un certain nombre d'aciers à outils, traités en bain de sel. [6]

L'incorporation de bore par diffusion dans les aciers alliés permet d'obtenir des couches de borures du type FeB et Fe₂B dont la dureté se situe entre 1600 et 2100 HV, et dont l'épaisseur peut aller de quelques micromètres dans les aciers rapides à 100 micromètres dans les aciers d'outillages à chaud. Les éléments d'alliages tels que le chrome, le molybdène, le tungstène, le vanadium, qui réduisent la vitesse de diffusion du bore dans le fer, entraînant une réduction de l'épaisseur des couches borurées. Ces couches ont des propriétés extrêmement intéressantes au niveau de la résistance à l'usure par abrasion, mais sont moins résistantes à l'oxydation à chaud que les couches de carbures de chrome. Par ailleurs, en raison de la présence d'eutectiques à bas point de fusion, la température de trempe est limitée à 1150°C, ce qui diminue considérablement l'intérêt du traitement dans le domaine des aciers rapides [1].

L'utilisation des TTC, permettant l'obtention d'une couche de diffusion dans un milieu liquide, solide ou gazeux, nécessite des moyens et des équipements spéciaux, ce qui rend pratiquement impossible le traitement des pièces à grandes dimensions, il serait donc très intéressant de traiter ces pièces en utilisant une pâte qui permet l'obtention d'une couche de diffusion dans des fours traditionnels (milieu oxydant) à des températures de chauffage de trempe ou de revenu.

Des travaux antérieurs [11-12] ont montré que la diffusion d'un élément comme le chrome, le silicium ou l'azote avec le bore assure de meilleurs résultats par rapport à d'autres TTC.

1-4 Conclusion

Les traitements thermochimiques qui changent la structure et en même temps les caractéristiques de la couche superficielle des machines-outils sont considérés comme l'une des méthodes les plus efficaces pour l'amélioration de la durée de vie des machines-outils utilisées dans des conditions de travail à grands risques d'usure et de corrosion.

Sachant que l'utilisation des méthodes comme la boruration et la boronituration exigent des moyens matériels spécifiques et peu disponibles, nous utilisons dans nos études comme produits de traitement une pâte assurant de bons résultats et du point de vue économique on peut traiter des outils de n'importe quelles dimensions dans des fours habituels.

C

H A P I T R E I I

PARTIE EXPERIMENTALE

2.1 INTRODUCTION

L'industrie moderne fait appel, de plus en plus, à des instruments et des outils, ayant de bonnes caractéristiques d'utilisation. Ces instruments fabriqués avec des aciers fortement alliés (matrices et poinçons d'estompage, outils pour le pressage à chaud, outil de coupe rapide etc...), travaillant dans des conditions sévères telles que: phénomène d'usure, variations brusques et importantes de température, contacts avec des milieux agressifs et d'autres conditions d'exploitation. L'amélioration de la durée de vie de ces pièces de machines et d'instruments nécessite, obligatoirement, l'amélioration des caractéristiques de surface, car la dégradation des outils et des pièces mécaniques par fatigue, corrosion, usure, grippage,...., débute toujours par la surface.

2.2 Présentation des matériaux et déroulement des traitements

Pour généraliser notre étude et que nos résultats aient plus de signification, nous avons choisi des aciers à outils à traiter de différentes classes :

- aciers pour travail à froid: 105WCr6 faiblement allié et X210CrW12 fortement allié,
- aciers pour travail à chaud: X32CrMoV33 et X40CrMoV51,
- aciers rapides: S6-5-2,
- de plus, nous avons pris des échantillons de l'acier ordinaire XC42, que nous avons utilisé comme échantillon témoin et pour pouvoir mieux étudier l'influence des éléments d'alliages sur les résultats des traitements thermo-chimiques.

Les aciers que nous avons utilisés au cours de notre travail proviennent d'outils usés de la BCR de Oued R'hiou, comme ce sont des aciers qu'ont déjà subi des traitements thermiques (trempe + revenu), nous avons procédé à un recuit (voir annexe) pour pouvoir les découper en échantillons de dimensions 20 x 20 x 20 mm.

La composition chimique des ces matériaux est donnée dans le tableau (2.1) et leurs traitements thermiques recommandés dans la bibliographie sont représentés dans le tableau (2.2).

TABLEAU N° 2.1: Composition chimique des aciers à outils à traiter.

Aciers	Eléments d'alliages							
	C	Mn	Si	Cr	w	Mo	V	Ni
XC42	0.42-0.50	0.50-0.80	0.17-0.37	0.25	/	/	/	0.25
105wCr6	1.00-1.10	0.80-1.10	0.15-0.3	0.90-1.10	1.00-1.30	/	/	/
X32CrMoV51	0.28-0.35	0.20-0.40	0.20-0.40	2.70-3.20	/	2.60-3.00	0.40-0.70	/
X40CrCrMoV51	0.37-0.42	0.30-0.50	0.90-1.20	5.00-5.50	/	1.20-1.50	0.90-1.10	/
X210Crw12	2.00-2.25	0.20-0.40	0.25-0.40	11.0-12.0	0.60-0.80	/	/	/
S6-5-2	0.86-0.94	≤ 0.40	≤ 0.45	3.80-4.50	6.0-6.7	4.7-5.2	1.70-2.0	/

TABLEAU 2.2 : Régime des traitements thermiques des aciers à outils à traiter.

Aciers	Températures de trempes °C	Température de revenu °C
XC42	820	200
105wCr6	800-850	150-250
X32CrMoV33	1020-1050	500-670
X40CrMoV51	1020-1060	550-650
X210Crw12	920-980	180-200
S6-5-2	1200-1240	540-560

Les traitements thermo-chimiques ont été effectués en utilisant une pâte élaborée à l'académie polytechnique de BIELORUSSIE.

Selon le type de TTC: B, B-Si, B-Cr ou B-N, la pâte a une composition chimique bien définie. Le tableau 2.3 nous donne la composition chimique de la pâte selon chaque TTC .

La pâte a été préparée à partir d'une poudre à laquelle on ajoute de l'eau, ensuite on recouvre les échantillons d'une couche de pâte de 5 mm d'épaisseur environ, puis on les introduit dans un four électrique, les maintenir à la température du traitement thermo-chimique le temps nécessaire pour assurer la formation de la couche de diffusion, ensuite les échantillons ont subi le traitement thermique final d'après les régimes représentés sur le tableau 2.3.

Les TTC ont été réalisés à des températures comprises entre 900°C et 1050°C par décalage de 50°C et le temps de maintien était varié en deux, quatre et six heures.

La fourchette de température entre 900°C et 1050°C a été choisie en raison que les aciers pour le travail à froid ont une température de trempes située entre 900°C et 950°C et les aciers pour le travail à chaud entre 1000°C et 1050°C, exception faite pour l'acier rapide S6-5-2 où la trempes a été faite à 1050°C pour éviter la fusion de la couche superficielle.

Le temps de maintien a été choisi de 2, 4 et 6 heures en raison que l'acier X210CrW12 est utilisé pour la fabrication des pièces de machines de grand gabarit et le temps de maintien de ces pièces dans les conditions réelles est assez important 2 à 6 heures, en outre ce choix nous permettra d'étudier l'influence du temps de maintien sur l'épaisseur de la couche de diffusion et sur les caractéristiques des différentes nuances d'aciers.

TABLEAU N°2.3: Composition chimique de la pâte selon chaque TTC.

TTC	Compositions chimiques de la pâte.
B	60% B ₄ C + 33% rouille + 5% NaF + 2% B ₂ O ₃
B-Si	60% B ₄ C + 35% silice + 5%NaF
B-Cr	70% B ₄ C + 25% Cr ₂ O ₃ + 5% NaF
B-N	45% B ₄ C + 55% (nitrure de bore + rouille + NaF)

Le processus de TTC à la température de trempe est le suivant :

- mise au four porté à la température de 900°C des échantillons de chaque nuance d'acier préalablement recouvert de la couche de pâte ,
- retrait des échantillons de chaque nuance toutes les deux heures ,
- trempe à l'huile suivi d'un revenu ,
- répétition des ces opérations pour chaque température (900, 950, 1000 et 1050°C).

Pour les traitements thermochimiques qui sont associés au revenu, les échantillons subissent une trempe d'après le carnet de charge, après la trempe, ces échantillons sont recouverts d'une couche de pâte d'environ 5 mm d'épaisseur, puis introduits dans un four électrique réglé à la température de traitement, le refroidissement se fait à l'air.

La température de revenu est fixée à 500°C-550°C et 600°C pour les aciers X32CrMoV33, X40CrMoV51,

S6-5-2 et l'acier X210CrW12, ce dernier ayant normalement une température de revenu de 180°C à 200°C, ce changement de température de revenu diminue légèrement la dureté de l'acier (voir le digramme de revenu) , mais la dureté de la surface est largement améliorée par le TTC.

Le temps de maintien des échantillons dans le four varie de 2-4 et 6 heures pour X210Crw12 et S 6-5-2, et de 4-6 et 10 heures pour l'acier X32CrMoV33 et X40CrMoV51.

Ces temps de maintien choisis tiennent compte des formes réelles des outils et des pièces à grand gabarits (matrices, poinçons...) où la formation de la couche de diffusion sur toute la surface nécessite ces temps de maintien.

Ces expériences ont été effectuées au laboratoire de fonderie de l'institut d'Aéronautique de Blida.

2.3 Etude de la structure et des caractéristiques de la couche de diffusion

Après enrobage, ces échantillons ont subi les opérations de polissage (polissage grossier, semi-finition et finition), en utilisant d'abord les papiers abrasifs n° 180, 220, 500, 1000, 2400 et 4000 puis des feutres avec une pâte diamantée pour la finition.

L'examen métallographique a été fait au microscope optique (NEOPHOT-32) avec un agrandissement de 20×25 , après avoir attaqué les échantillons par un réactif (NITAL) de composition chimique: 6 ml d'acide nitrique concentré (HNO_3), 94 à 99 ml d'éthanol. En plus de la mesure de l'épaisseur de la couche de diffusion, on a pris des photos représentatifs.

Pour déterminer la quantité des deux phases Fe B et Fe_2B dans la structure, on a utilisé un réactif de composition :

- acide picrique 0.5 grammes ,
- soude caustique 12.5 grammes ,
- eau distillée 25.0 ml.

L'attaque a été faite à $40-50^\circ\text{C}$ pendant 30-50 secondes, ce ci a permis la mise en évidence des deux phases Fe B et Fe_2B , chacune d'une couleur différente.

Cette étude a été faite au laboratoire SDM à l'institut de Mécanique.

L'étude de la répartition de la microdureté suivant la profondeur de la couche a été faite à l'aide du microscope NEOPHOT-32 ayant en option un microduromètre constitué d'un système pour l'enfoncement d'une pyramide en diamant sous une charge de 50 g. Les essais ont été faits à partir de la couche jusqu'au coeur par pas de $25 \mu\text{m}$ en s'écartant à chaque fois vers la droite ou vers la gauche, afin d'éviter la superposition des empreintes.

Ces essais ont été effectués au laboratoire des matériaux à l'institut de Chimie.

L'analyse diffractométrique a été faite à l'aide d'un diffractomètre du type DRON-2, avec l'utilisation d'une radiation de Cobalt. L'analyse a été faite sur la surface de l'échantillon. Les conditions de cette analyse des phases sont la vitesse de rotation du compteur 4 grad/min , la vitesse de déplacement du ruban du diagramme 2400 mm/heure .

Un faisceau de RX parallèle est dirigé sur une série de plans réticulaires sous un certain angle « θ » qui est l'inclinaison incidente. Les rayons émis par les atomes des plans réticulaires (hkl) interfèrent car il existe entre eux un certain décalage " différence de marche Δ ". Cette interférence aboutit à une augmentation d'intensité par addition qui devient maximale lorsque la différence de marche Δ est égale à un nombre entier de longueur d'onde:

$$\Delta = n\lambda \quad \text{avec } (n = 1, 2, 3 \dots)$$

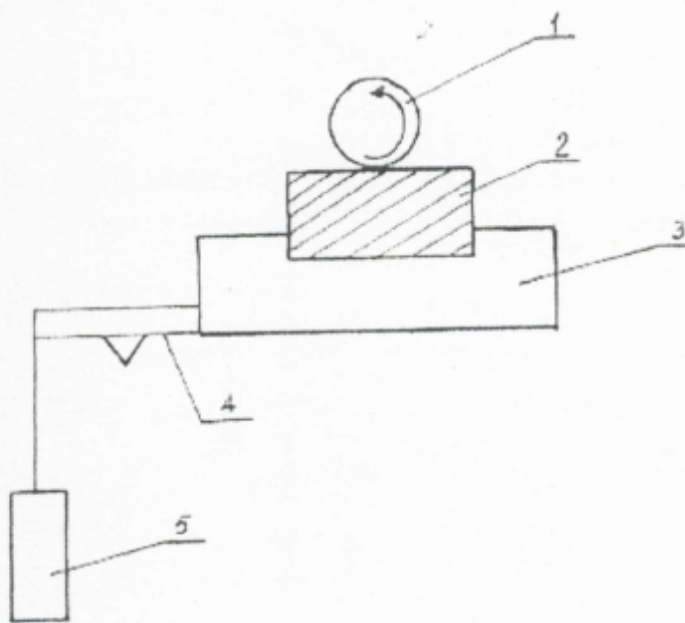
La différence de marche Δ dépend de l'inclinaison incidente et de la distance interréticulaire $d(hkl)$ suivant la relation de BRAGG:

$$n\lambda = 2d_{hkl} \cdot \sin\theta$$

Pour réaliser les conditions de diffraction sur une famille de plans (hkl) , on prend λ comme étant fixe et θ variable. La valeur de la distance interréticulaire de l'échantillon étudié peut caractériser son réseau cristallin et établir la phase [13].

La résistance à l'usure des échantillons a été déterminée à l'aide d'une machine à frottement, l'échantillon est maintenu fixe sur un disque en ARS avec une dureté > 1800 Hv qui tourne à une vitesse de 5 m/s. L'échantillon est serré contre le disque à l'aide d'un contre poids de 10 kg (Fig.2-1). L'usure est déterminée comme perte de masse avant et après l'essai, la mesure de poids est effectuée à l'aide d'une balance de précision de l'ordre de 10^{-7} kg.

Les essais de diffraction des RX et de la résistance à l'usure ont été effectués à l'académie polytechniques de BIELORUSSIE.



- 1- disque
- 2-Pièce
- 3-Support
- 4-Système de levier
- 5-Charge

Fig(2-1)-Schema du dispositif de l'essai de l'usure

2.4 Méthode de calcul thermodynamique des réactions chimiques:

A l'état actuel, lors du TTC, la plus grande importance est donnée à l'étude des processus physico-chimiques qui se produisent dans le milieu de diffusion (pâte) et à la frontière limitant la surface de l'échantillon (acier) et le produit de diffusion. Ces processus ont une très grande influence sur la fonction de la couche, sa structure et sa composition (phases existantes).

L'analyse des réactions produites dans le milieu et à la frontière de séparation est possible grâce aux lois de la thermodynamique chimique. La thermodynamique chimique ne peut pas donner une idée sur la vitesse du processus, mais elle peut nous guider sur la possibilité qu'une réaction chimique est y lieu ou pas. Le fait de savoir qu'une réaction peut se produire ou non, peut nous faciliter la tâche du point de vue expérimentale (indication sur le résultat).

La caractéristique principale qui nous permet de juger la possibilité qu'une réaction est y lieu ou non est l'énergie de Gibbs (enthalpie libre):

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_T^0 - T\Delta S_T^0$$

où:

ΔG_T^0 = variation standard de l'énergie de Gibbs de la réaction à la température T

ΔH_T^0 = variation d'enthalpie standard à la température T.

T = température à laquelle se produit la réaction.

ΔS_T^0 = variation de l'entropie standard à la température T.

La condition d'équilibre du système est $\Delta G = 0$, la réaction chimique peut avoir lieu sauf si $\Delta G < 0$.

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_T^0 - T\Delta S_T^0$$

$$\text{où: } \Delta H_T^0 = \sum (n_i H_i^0) = \sum (n_i H_i^0)_{\text{finale}} - \sum (n_i H_i^0)_{\text{initiale}}$$

$$\Delta S_T^0 = \sum (n_i S_i^0) = \sum (n_i S_i^0)_{\text{finale}} - \sum (n_i S_i^0)_{\text{initiale}}$$

$$\Delta G_T^0 = \sum (n_i G_i^0) = \sum (n_i G_i^0)_{\text{finale}} - \sum (n_i G_i^0)_{\text{initiale}}$$

Où n représente le nombre de mole.

La variation de l'énergie de Gibbs de la réaction a été déterminée dans les conditions où les éléments réagissant se trouvent dans l'état standard.

Dans les conditions de haute température, la variation de l'enthalpie et l'entropie de la réaction comme dans notre travail ont été calculées selon les formules:

$$\Delta H_T^0 = \sum [n_i (H_{T_i}^0 - H_{T_0}^0 + \Delta H_{T_0}^0)]_{finale} - \sum [n_i (H_{T_i}^0 - H_{T_0}^0 + \Delta H_{T_0}^0)]_{initiale}$$

$$\Delta S_T^0 = \sum [n_i (S_{T_i}^0 - S_{T_0}^0 + \Delta S_{T_0}^0)]_{finale} - \sum [n_i (S_{T_i}^0 - S_{T_0}^0 + \Delta S_{T_0}^0)]_{initiale}$$

Où $T_0 = 298^\circ \text{K}$.

Le calcul thermodynamique des réactions chimiques est pratiqué pour des réactions se produisant dans un milieu gazeux et dans un milieu solide, les données nécessaires pour nos calculs ont été tirées des références [13, 14 et 15].

2.5 CONCLUSION:

Le choix des aciers ainsi que les paramètres des traitements: températures et temps, ce choix est fixé selon les conditions industrielles réelles, toute fois nous étions contraints de changer quelques paramètres, notamment pour les aciers X210CrW12 et S 6-5-2 pour des causes liées au comportement de la pâte à des hautes températures. Certains essais, comme la diffraction des RX et l'essai de l'usure ont été effectués à l'étranger faute de manque de moyens.

C

H A P I T R E I I I

STRUCTURE ET CARACTERISTIQUES
DES ACIERS A OUTILS APRES TTC
A LA TEMPERATURE DE TREMPE

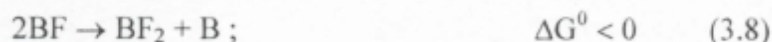
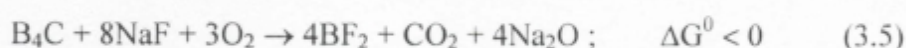
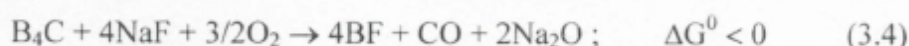
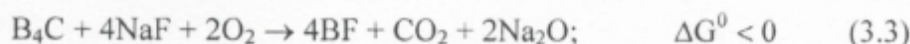
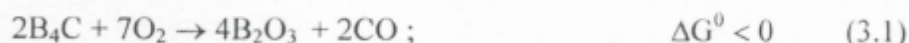
3.1 INTRODUCTION

Les TTC peuvent se réaliser dans un milieu solide, liquide ou gazeux, mais en utilisant un matériel et des dispositifs spéciaux, ce qui limite leurs utilisations et leurs intégrations dans l'industrie surtout pour les pièces de machines à grande dimensions. Pour surmonter cette contrainte, on a traité thermochimiquement certains aciers à outils tels que le 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 33, X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, en utilisant une pâte permettant le TTC dans un four traditionnel (milieu oxydant) à haute température sans utilisation de moyens coûteux. On a pris en considération des TTC permettant la diffusion d'un seul élément comme la boruration et d'autres qui permettent la diffusion de deux éléments tels que B-Si, B-Cr et B-N.

3.2 TTC utilisant une pâte pour boruration.

Pour la boruration, la pâte a comme composition chimique: 60% B₄C+33% rouille+5% NaF+2% B₂O₃ [16].

Le fonctionnement de la pâte est assurée par la succession d'un certain nombre de réactions. Ces dernières sont vérifiées par le calcul thermodynamique et se déroulent dans l'ordre suivant:



La réaction du B₄C avec l'oxygène de l'atmosphère suivant les réactions (3.1) et (3.2) permettent la formation d'une enveloppe à base de B₂O₃ apparente à l'oeil nu après chauffage et maintien à la température du TTC, cette enveloppe joue le rôle d'un isolant qui sépare la pâte de l'atmosphère et tout se passe comme si le TTC se déroule dans un conteneur hermétique (Fig. 3.1). A l'intérieur de la pâte et d'après les réactions (3.3) à (3.6) il se forme du fluorure de bore BF et BF₂ qui est un composant gazeux, lui même se décompose d'après

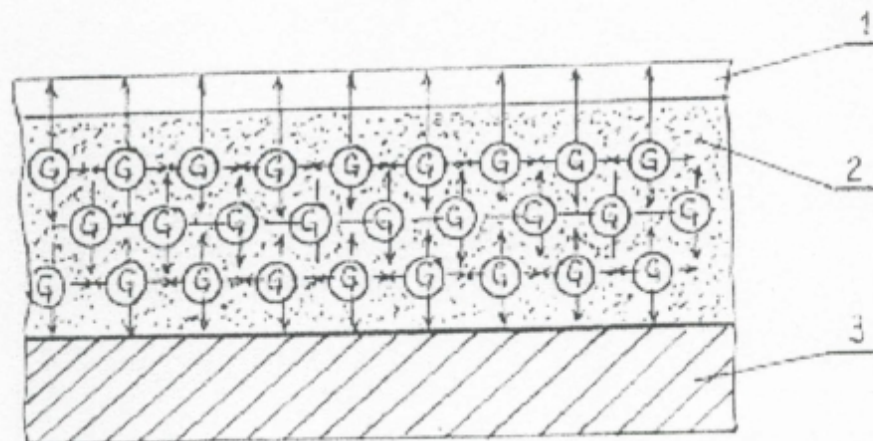
les réactions (3.7) à (3.9) pour produire les atomes actifs du bore à la surface de l'acier traité. La diffusion de ces atomes dans le métal permet la formation d'une couche borurée.

Dans la littérature, on ne trouve pratiquement pas de travaux concernant la boruration sur des aciers à outils tels que le 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 33, X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et le S 6-5-2. Dans notre travail, dans une première étape on a étudié l'influence des paramètres: temps-température, sur l'épaisseur, la structure, la proportion de phase et quelques caractéristiques de la couche borurée de ces aciers.

Les résultats de l'influence des paramètres temps-température sur l'épaisseur de la couche de diffusion formée sur les échantillons d'aciers: X C 42, 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 33, X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, ces résultats sont représentés sur les figures (3.2) à (3.7).

On peut lire sur ces figures qu'après un TTC de 2 heures à 900°C, se forme une couche avec une épaisseur qui vaut pour l'acier X C 42 - 90µ, 105 W Cr 6 - 80µ, X 32 Cr Mo V 33 - 75µ, X 40 Cr Mo V 51- 70µ, X 210 Cr W 12 - 30µ et pour le S 6-5-2, l'épaisseur est de 30 µ. Ces résultats obtenus montrent que la quantité d'éléments d'alliage dans l'acier influent négativement sur la couche de diffusion. Ces derniers freinent la diffusion du bore dans l'acier. En augmentant le temps du TTC de 2 heures à 4 heures et 6 heures, on remarque une augmentation de la couche borurée sur les aciers traités, ainsi après TTC à 900°C pendant 6 h, l'épaisseur de la couche devient pour: X C 42 - 140µ, 105 W Cr 6 - 130µ, X 32 Cr Mo V 33 -120µ, X 40 Cr Mo V 51- 90µ, X 210 Cr W 12 - 45µ et pour le S 6-5-2 - 44µ. On remarque qu'une augmentation du temps en 3 fois a mené à une augmentation de l'épaisseur de la couche des aciers: X C 42 en 1,6 fois, 105 W Cr 12 en 1,6 fois, X 32 Cr Mo V 33 en 1,6 fois, X 40 Cr Mo V 51 en 1,3 fois, X 210 Cr W 12 en 1,5 fois et S 6-5-2 en 1,4 fois. On conclue que la variation de l'épaisseur de la couche en fonction du temps n'a pas un caractère linéaire, on remarque aussi que les courbes tendent vers une allure horizontale, ce qui correspond à une saturation de la couche de diffusion et à un appauvrissement de la pâte en éléments diffusants.

De même que l'influence du temps, l'augmentation de la température de 900°C à 950°C conduit à une remarquable augmentation de la vitesse de diffusion dans l'acier, ainsi pour un temps de maintien de 2 h, cette augmentation est illustrée par le tableau suivant:



⊗-Pate

⊙-Phase gazeuse

1-Enveloppe protectrice due à la réaction des composants de la pate avec l'oxygene de l'atmosphere

2-Partie interne de la pate

3-Pièce a traitée

Fig(3-1)- Schéma du fonctionnement de la pate

TABLEAU 3.1 Variation de l'épaisseur de la couche en micron en fonction de la température du TTC pour un temps de maintien de 2h.

ACIERS	TEMPERATURES			
	900°C	950°C	1000°C	1050°C
X C 42	90	110	135	250
105 W Cr 6	80	100	130	230
X 32 Cr Mo V 33	75	95	125	205
X 40 Cr V 51	70	93	125	200
X 210 Cr W 12	30	60	65	102
S 6-5-2	30	50	62	100

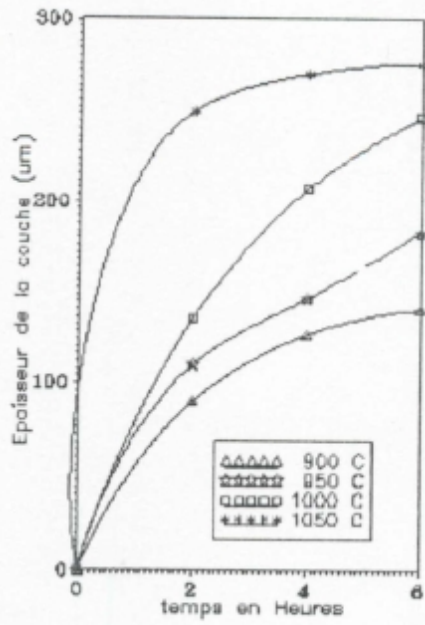
Après boruration des aciers X C 42, 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 33 et X 40 Cr Mo V 51 à une température de 1050°C, se forme une couche de diffusion supérieure à 200 μ , mais l'obtention d'une telle couche n'est pas recommandée du fait que la résistance au cisaillement devient faible, il faut aussi mentionner qu'un lent chauffage des aciers au carbone et des aciers pour déformation à chaud, dans des conditions à haute température influe négativement sur la structure de la matrice.

Pour éviter ces deux inconvénients, il est préférable de traiter ces aciers dans un intervalle de température de 850°C - 950°C.

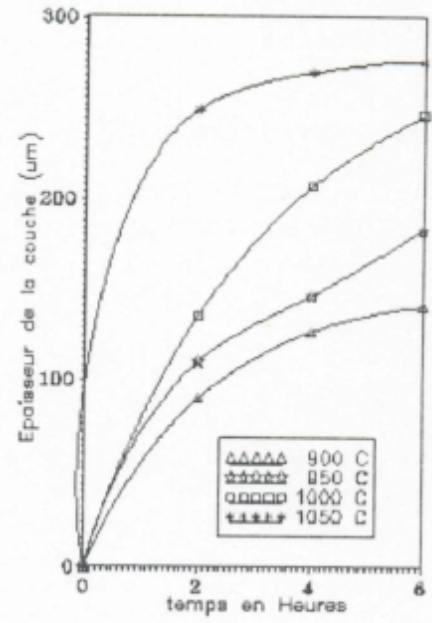
Le traitement des échantillons d'aciers X 210 Cr W 12 et S 6-5-2 à 1050°C ne conduit pas à une remarquable augmentation de la couche de diffusion, le chauffage pendant 4 heures à une température de 1050°C permet la formation d'une couche de diffusion d'épaisseur d'environ 120 μ , mais la cohésion entre les borures et la matrice est bonne, ce qui influe positivement sur la résistance au cisaillement de la frontière.

Le traitement de l'acier S 6-5-2 à une température de l'ordre de 1000-1050°C ne provoque pas un grossissement de grains, ceci est lié à la présence dans la structure de l'acier du carbure de vanadium qui se dissout difficilement et qui même à la température de trempe (1220°C) garde une structure à grains fins. Cependant, la température de boruration et des autres TTC (B-Si, B-Cr, B-N), ne doit pas dépasser 1080°C-1100°C pour éviter une fusion de la couche de diffusion.

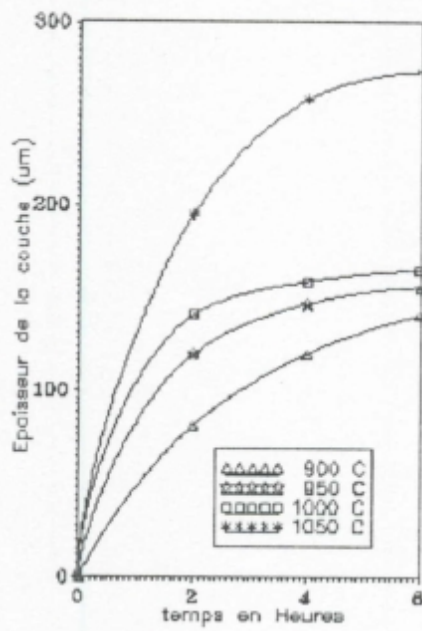
L'analyse métallographique des échantillons après boruration, faite à l'aide d'une attaque colorante ainsi que l'analyse par diffraction des RX, ont montré que la couche borurée est formée de phase FeB et Fe₂B (Fig.3-8). Le pourcentage quantitatif des phases dépend de la nuance des aciers (Fig.3-9).



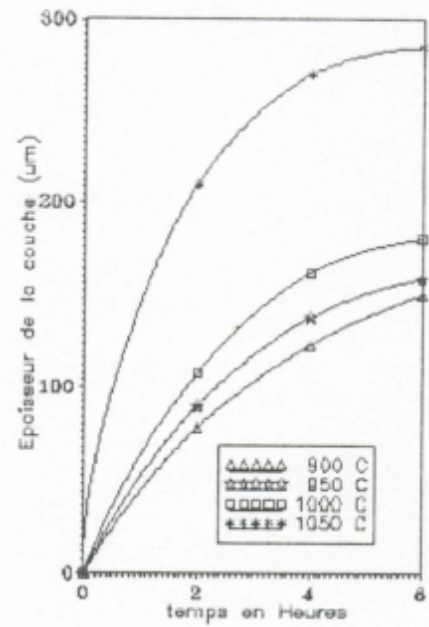
(a)



(b)

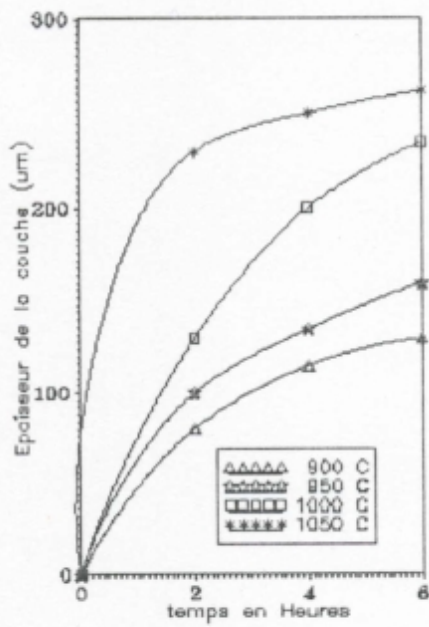


(c)

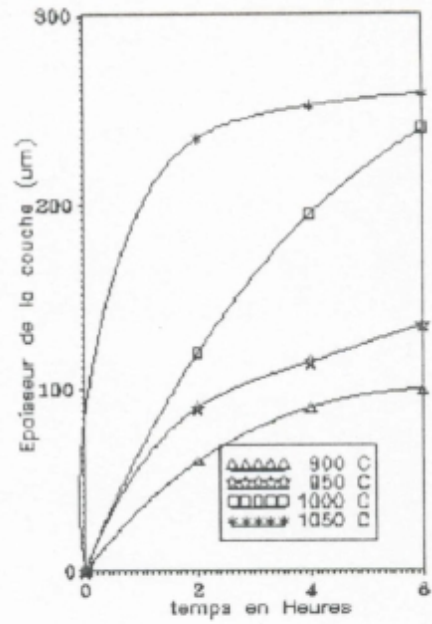


(d)

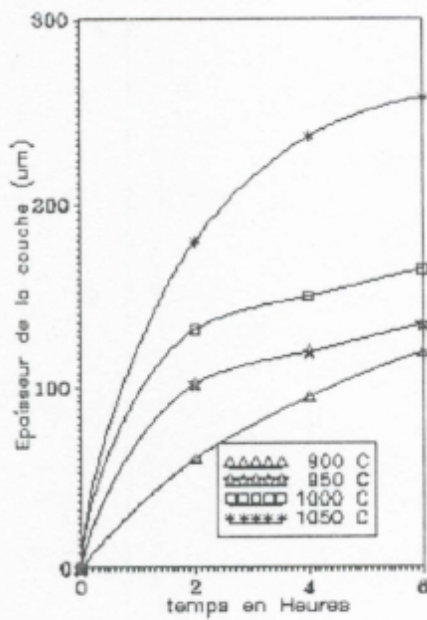
Fig (3-2): Influence des paramètres du T.T.C sur l'épaisseur de la couche de diffusion de l'acier XC42 après:
a) B ; b) B-Si ; c) B-Cr ; d) B-N



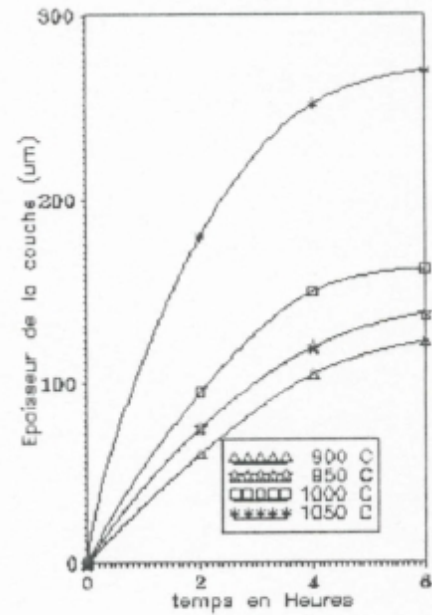
(a)



(b)

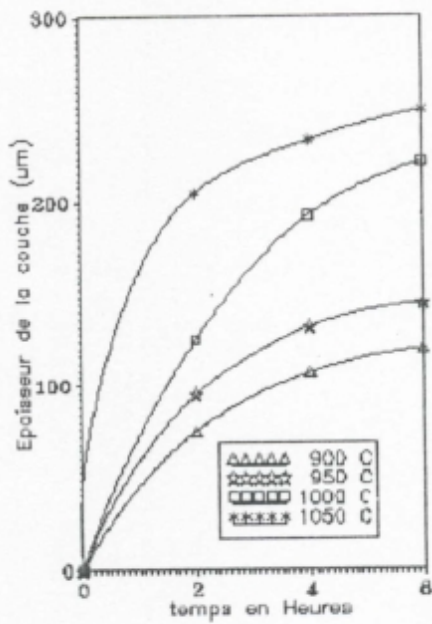


(c)

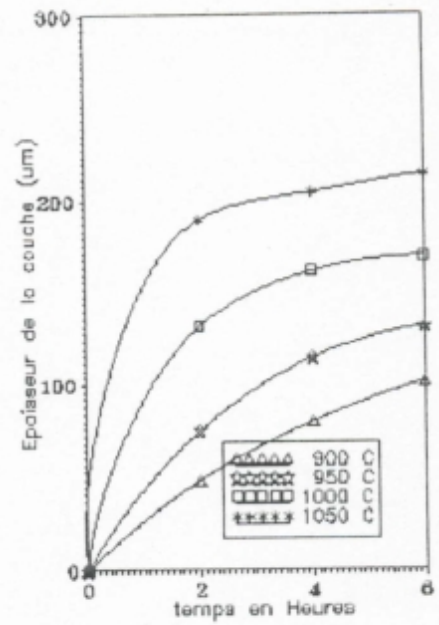


(d)

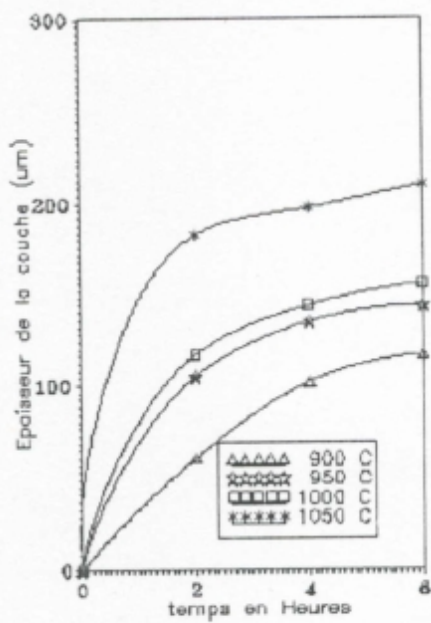
Fig (3-3): Influence des parametres du T.T.C sur l'épaisseur de la couche de diffusion de l'acier 105WCr6 après:
a) B ; b) B-Si ; c) B-Cr ; d) B-N



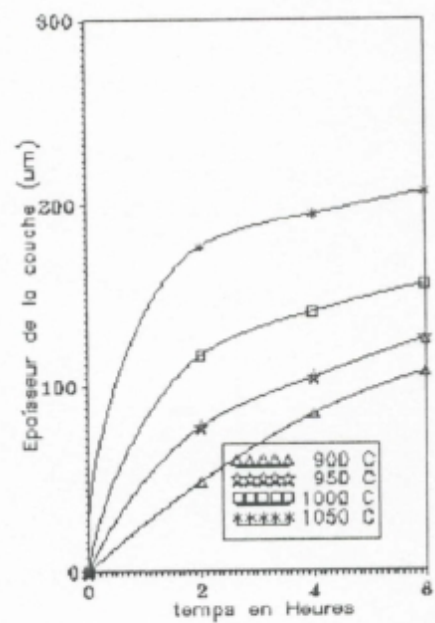
(a)



(b)

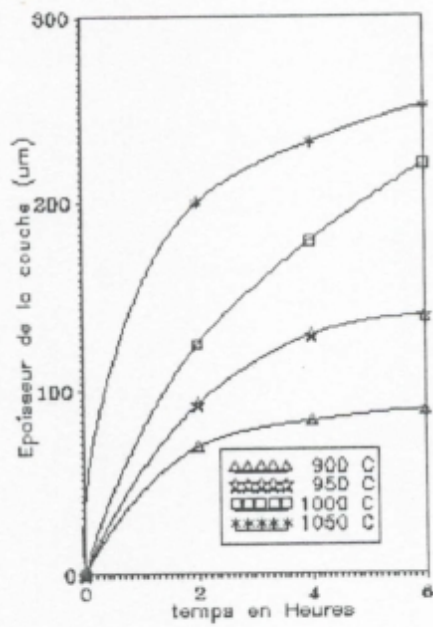


(c)

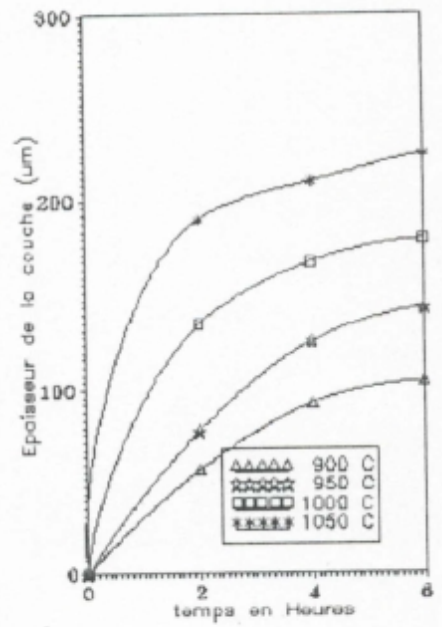


(d)

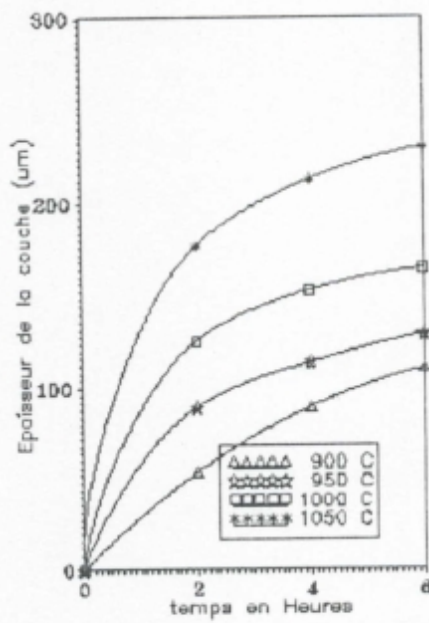
Fig (3-4): Influence des paramètres du T.T.C sur l'épaisseur de la couche de diffusion de l'acier X32CrM₀ V33 après:
a) B ; b) B-Si ; c) B-Cr ; d) B-N



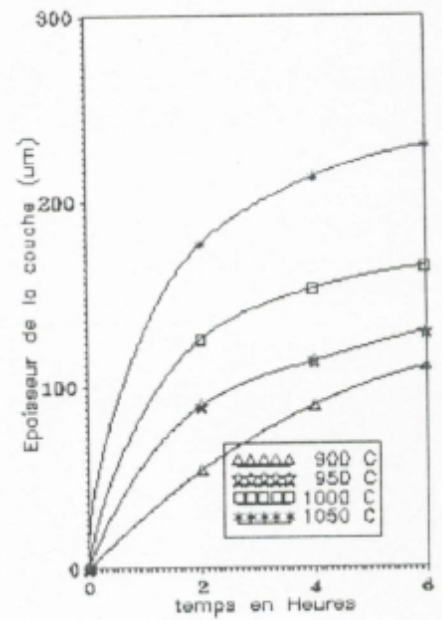
(a)



(b)

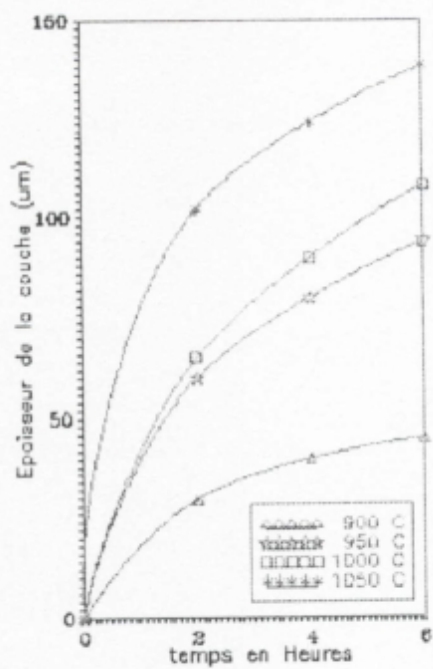


(c)

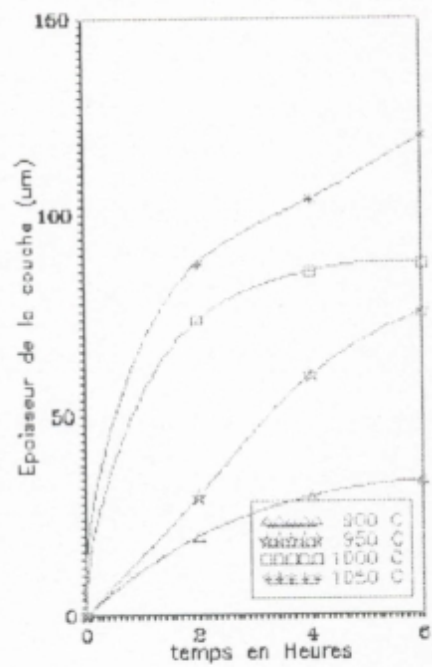


(d)

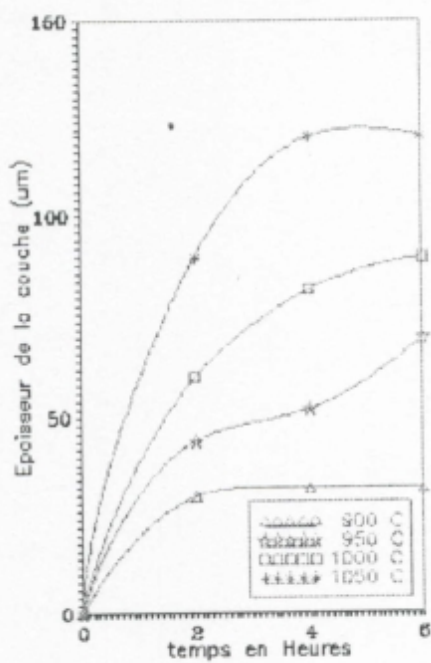
Fig (3-5): Influence des paramètres du T.T.C sur l'épaisseur de la couche de diffusion de l'acier X40CrM₀ V51 après:
a) B ; b) B-Si ; c) B-Cr ; d) B-N



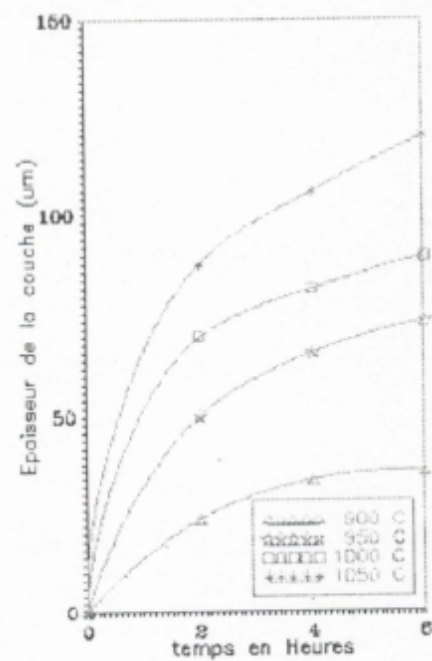
(a)



(b)

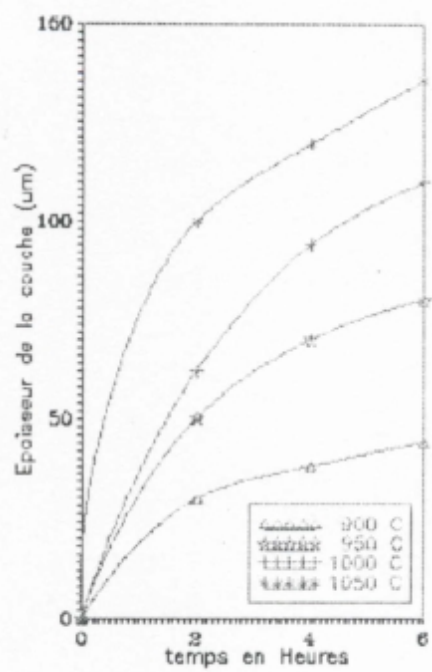


(c)

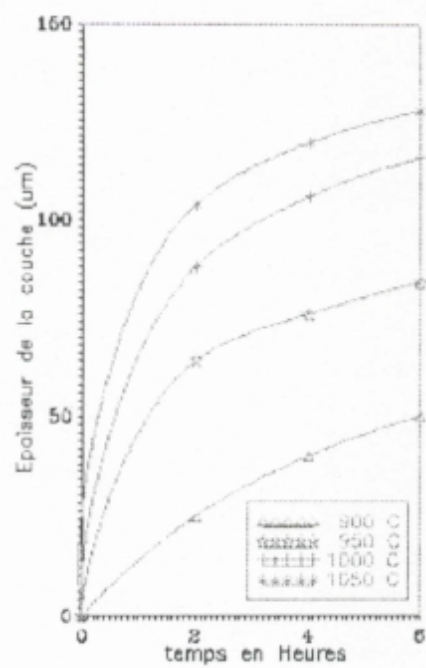


(d)

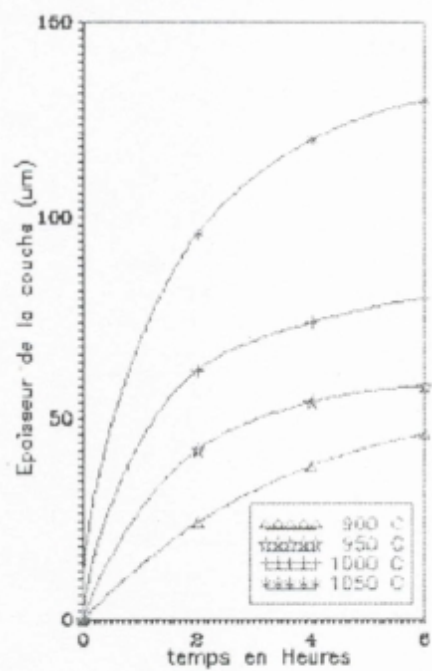
Fig (3-6): Influence des paramètres du T.T.C sur l'épaisseur de la couche de diffusion de l'acier X210:CrW12 après:
 a) B ; b) B-Si ; c) B-Cr ; d) B-N



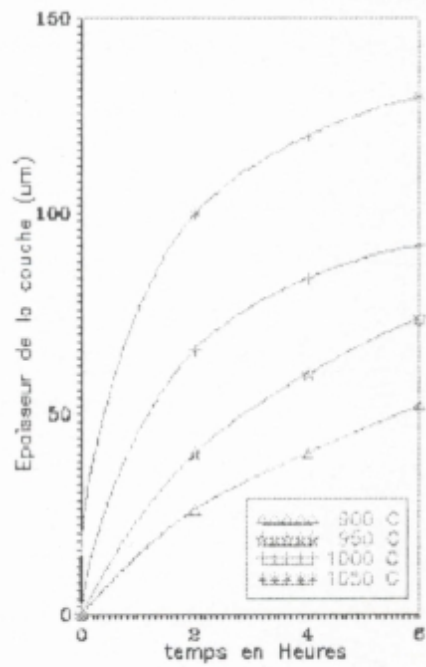
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig (3-7): Influence des paramètres du T.T.C sur l'épaisseur de la couche de diffusion de l'acier S6-5-2 après:
 a) B ; b) B-Si ; c) B-Cr ; d) B-N

Sur les aciers X C 42 et X 40 Cr Mo V 51 la couche de diffusion contient environ 40% de la phase FeB. Le plus grand pourcentage de phase FeB dans la couche de diffusion a été remarqué sur les aciers X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, environ 48% (Fig.3-9). L'augmentation de la quantité de cette phase est liée du fait que les éléments d'alliages dans l'acier freinent la vitesse de diffusion du bore, et puisque l'activité de la pâte est très élevée, la concentration du bore dans la couche de diffusion augmente d'une façon considérable ce qui mène à une augmentation de la quantité de la phase FeB. Dans l'acier X C 42 la quantité de la phase FeB est moins importante, ceci est due à la diffusion facile du bore à cause de l'absence des éléments d'alliages.

On peut en conclure ainsi que la variation de la température du TTC n'a pas une grande influence sur le pourcentage quantitatif de la phase FeB.

L'épaisseur de la couche intermédiaire est déterminée selon la profondeur de pénétration du bore dans la structure, bien que le bore est peu soluble dans le fer α et γ (0.0095 et 0.02% respectivement) [11], il peut pénétrer assez profondément dans la matrice, des éléments comme le Mo, Cr, Si, limitent la diffusion du bore dans la matrice et donc diminuent l'épaisseur de la couche intermédiaire, mais augmentent la concentration du bore dans celle-ci [11]. La présence dans la couche de diffusion du C, B et d'autres éléments influe sur la structure et les caractéristiques de la couche intermédiaire.

L'analyse de la microstructure de la couche de diffusion reflète la différence qui existe entre les structures des couches de diffusion pour chaque acier. On a déjà mentionner que l'épaisseur de cette couche change d'une classe d'acier à une autre, en plus comme le montrent les figures (3-10) à (3-13), sur les aciers X C 42, X 40 Cr Mo V 51, X 32 Cr Mo V 33 et 105 W Cr 6 se forment des couches avec des borures très nettes, sous forme d'aiguilles pénétrant dans la matrice de l'acier. Quant aux aciers X 210 Cr W 12 et S 6-5-2 les borures ont une forme de bâtonnets avec bouts arrondis, la frontière entre ces borures et la matrice a une forme ondulée. En outre, juste au dessous de celle-ci, on remarque une zone sombre, signe d'agglomération d'éléments d'alliages.

Les résultats des essais de microdureté des échantillons boronuturés présentés sur les figures (3-14) à (3-16) montrent une nette augmentation de la dureté de la couche et de la sous-couche en la comparant avec celle de la matrice, ainsi les valeurs de microdureté

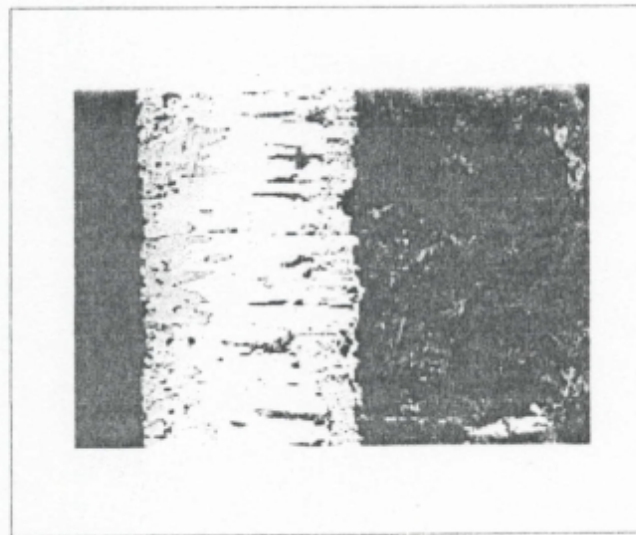
X 210 Cr W 12 et S 6-5-2 sont respectivement 19.4 GPa, 18 GPa, 19 GPa, 19.4 GPa, 19.6 GPa et 18.6 GPa. On remarque que pour tous les aciers traités, la dureté varie autour de 19 GPa, ce qui nous conduit à conclure que la microdureté ne dépend pratiquement pas de la température du traitement.

Sur les graphes de la répartition de la microdureté suivant l'épaisseur de la couche de diffusion, on remarque le changement brusque de la dureté au passage de la phase FeB (18 GPa) à la phase Fe₂B (14 GPa). On remarque aussi que la microdureté de la sous-couche est plus grande que celle de la matrice, ceci peut être expliqué du fait que dans la sous-couche il y a une concentration du carbone et des éléments d'alliages provoquée par la formation de borure de fer, FeB et Fe₂B.

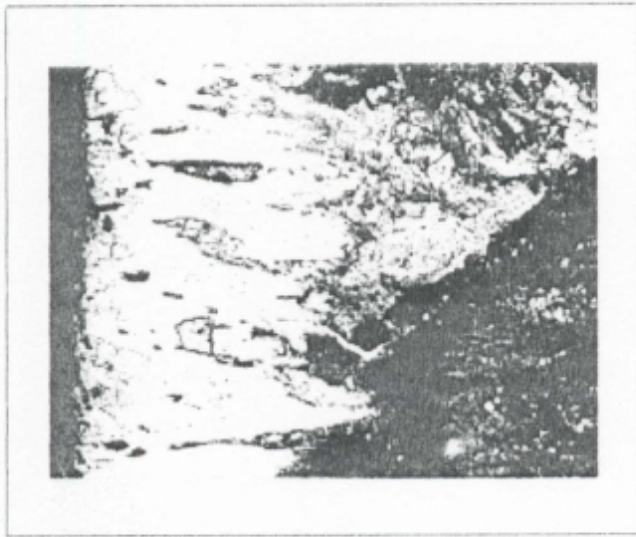
Pour assurer le processus de trempe de la matrice des aciers traités, les échantillons ont été brusquement refroidis à partir de la température du TTC. L'analyse de la microdureté a permis d'établir que la trempe de l'acier S 6-5-2 à 1000-1050°C, donne une dureté de 60-62 HRC, ou une microdureté de 7.5-8 GPa, ceci montre que l'abaissement de la température de trempe de cet acier de l'ordre de 200°C ne provoque pas une diminution de la dureté après trempe, mais ce changement de température de trempe diminue la résistance à chaud de l'acier S 6-5-2. Cependant, dans le cas de nos expériences, les TTC permettent la formation d'une couche de diffusion dont la résistance à chaud dépasse 800°C [4] donc dépasse la résistance à chaud de l'acier S 6-5-2 (600°C) ayant subi un traitement thermique normal (trempe 1220°C). Dans la pratique on peut recommander ce TTC (1000-1050°C) pour des outils de coupe rapide travaillant dans des conditions bien déterminées.

L'étape suivante de notre recherche est l'étude des caractéristiques de la résistance à l'usure dans des conditions de frottement sec. Ces conditions dans lesquelles travaillent les surfaces de contact de plusieurs outils, l'essai de l'usure est illustré dans le chapitre II. Ces essais effectués dans les conditions choisies révèlent que la couche de diffusion s'achève très rapidement au cours d'une période de quelques minutes, mais plus l'épaisseur de la couche est grande, plus la résistance à l'usure est meilleure.

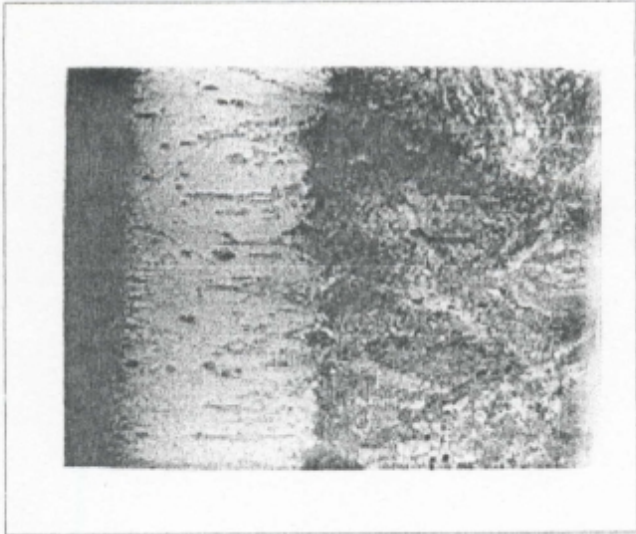
On a fait des essais de résistance à l'usure pendant 1, 2, 4 et 6 minutes, les échantillons ayant subi ces essais ont été borurés à une température de 1050°C pendant 4 heures pour les aciers X 210 Cr W 12 et S 6-5-2 et de 900°C pendant 4 heures pour les aciers X C 42, X 40 Cr Mo V 51, 105 W Cr 6 et X 32 Cr Mo V 33. On rappelle que la couche de diffusion sur ces aciers était pour X C 42 - 126μ, X 40 Cr Mo V 51 - 84μ, 105 W Cr 6 - 115μ, X 32 Cr Mo V 33 - 107μ, X 210 Cr W 12 - 124μ et pour le S 6-5-2 - 120μ.



B-Cr



B-Si



B

Fig (3-8)- Détection des phases FeB- Fe₂B après une attaque chimique colorante.

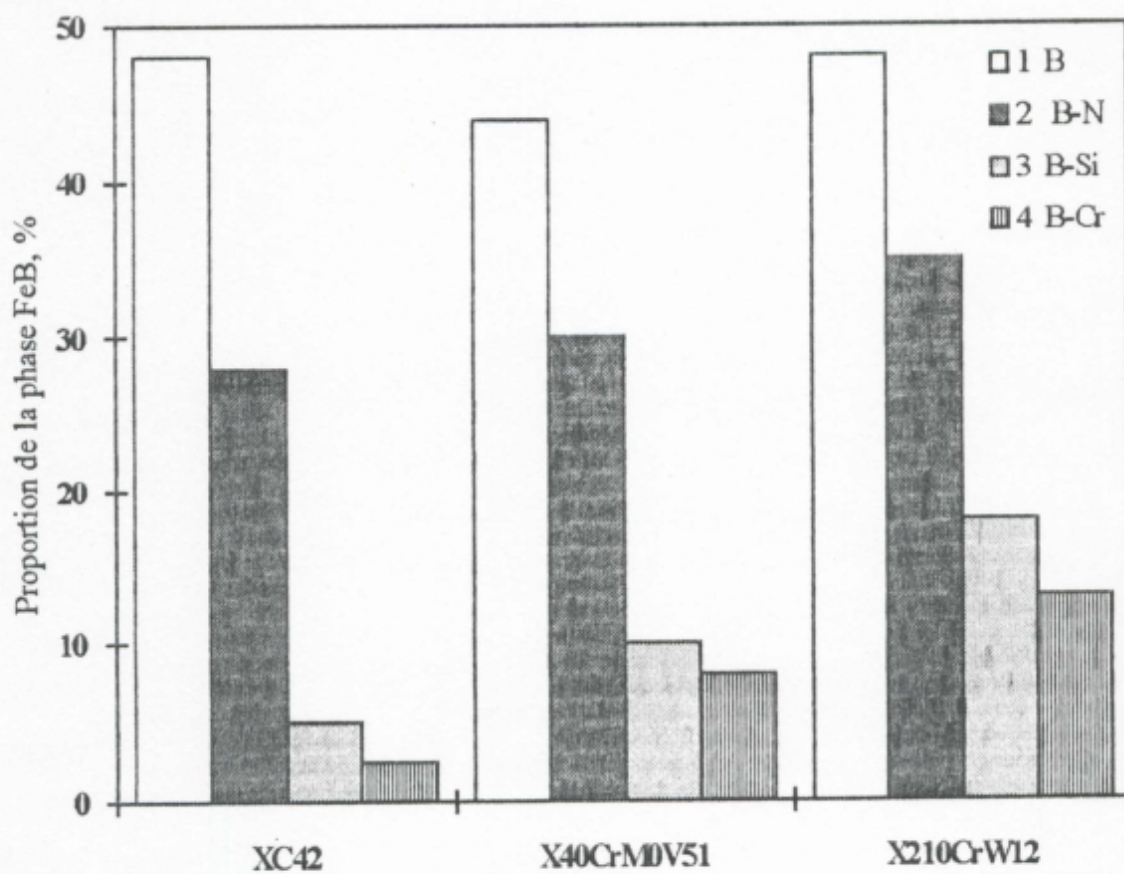


Fig. (3-9) Proportion des phases FeB et Fe₂B dans la couche de diffusion des aciers XC42, X40CrM0V51 et X210CrW12 après:
1 B ; 2 B-N ; 3 B-Si ; 4 B-Cr

Comme le montrent les résultats représentés sur les figures (3-20) à (3-22), la résistance à l'usure des échantillons borurés (essai pendant 1 minute) augmente 9 fois pour l'acier X C 42, 8,5 fois pour l'acier X 40 Cr V 51, 5 fois pour X 210 Cr W 12 et 4,2 fois pour le S 6-5-2. Il faut noter qu'il n'y a pas un grand changement de la résistance à l'usure dans la couche de diffusion (phase FeB, Fe₂B) pour tous les aciers. La différence qu'on remarque sur la résistance à l'usure des aciers X C 42 et X 40 Cr Mo V 51, par rapport à l'acier X 210 Cr W 12 et S 6-5-2 est liée au fait que les aciers fortement alliés S 6-5-2 et X 210 Cr W 12 après un traitement thermique normal (sans TTC) possèdent une grande résistance à l'usure par rapport à l'acier X C 42 et X 40 Cr Mo V 51.

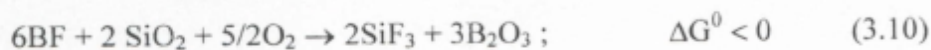
L'augmentation du temps de l'essai mène à une attaque plus profonde de la couche de diffusion (FeB - Fe₂B), puis la sous-couche est attaquée, ensuite la matrice et donc comme le montrent les figures (3-20) à (3-22), la résistance à l'usure diminue.

3.3 TTC utilisant une pâte à base de bore-silicium.

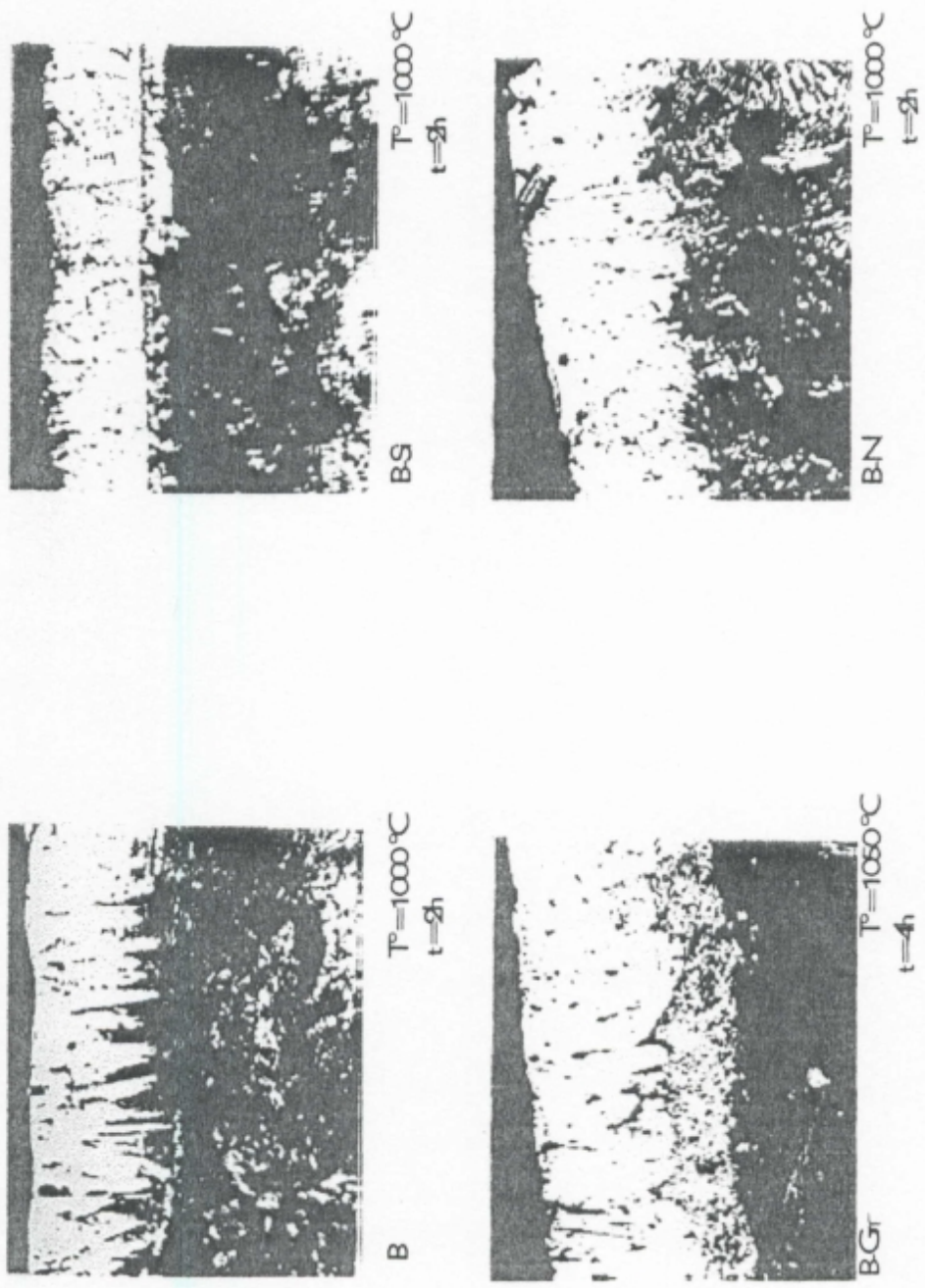
Après la boruration, qui permet la diffusion d'un seul élément, nous avons orienté nos travaux à des TTC qui permettent la diffusion de deux éléments. Ces traitements améliorent d'une façon considérable les caractéristiques des couches de diffusion par rapport à la boruration, ainsi on a procédé à un traitement qui aboutit à la diffusion du bore et du silicium dans des aciers à outils du type 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 51, X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2.

Le TTC (B-Si) a été fait à l'aide d'une pâte dont l'élaboration et l'analyse sont présentées dans la référence [16]. Cette pâte est composée de 60% B₄C + 35% silice + 5% NaF.

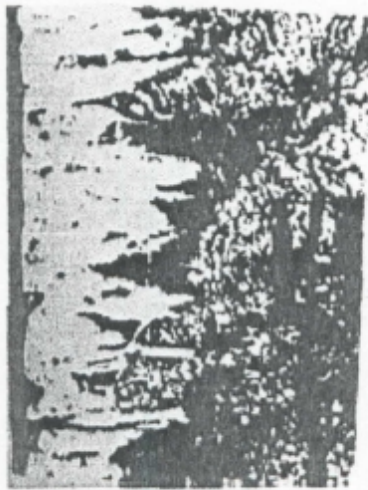
L'analyse thermodynamique montre que dans cette pâte, la production des atomes de bore se fait comme dans le cas de la boruration suivant les réactions (3-3) à (3-9). La formation des atomes de silicium qui doivent diffuser dans le métal à la température de TTC 900°C-1050°C, se passe selon les réactions suivantes:



Une analyse spectrométrique par rayons X, faite sur un échantillon d'acier X C 42 après traitement reflète la formation de 3,6% de silicium dans la couche de diffusion à partir d'une pâte contenant 35% de silice, ce qui confirme la diffusion des deux éléments le bore et le silicium [16].



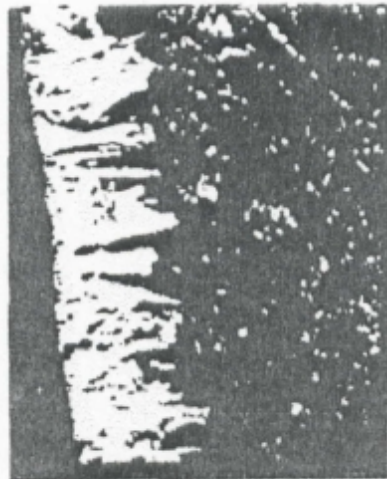
Fig(3-10) Microstructure de la couche de diffusion de l'acier XC42



B
T=1000 °C
t=2 h



B-Si
T=1000 °C
t=4 h

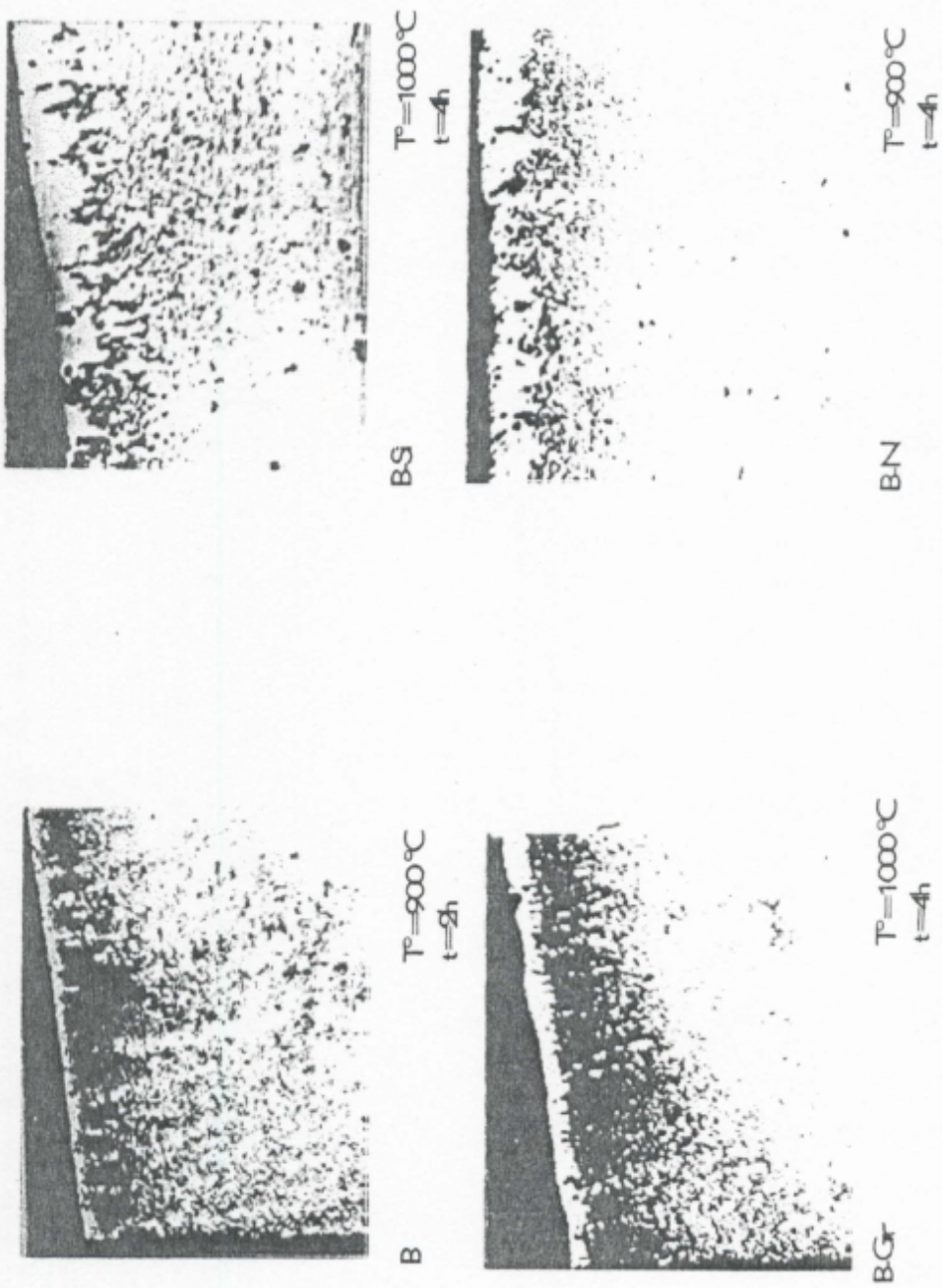


B-Cr
T=1000 °C
t=2 h

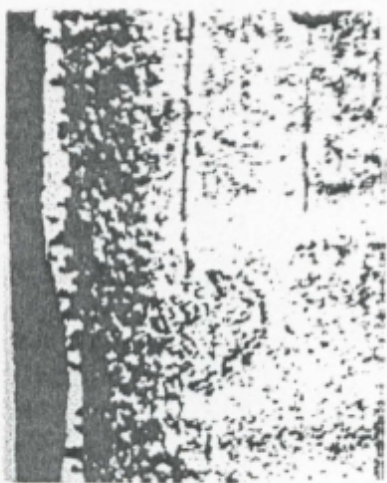


B-N
T=1000 °C
t=2 h

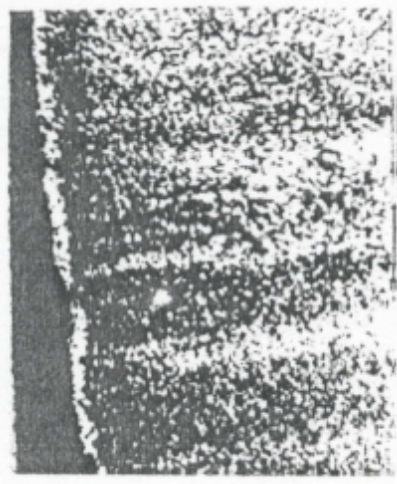
Fif(3-11)- Microstructure de la couche de diffusion de l'acier X40cr MY51



Fig(3-12) Microstructure de la couche de diffusion de l'acier X210CrW12



BS
 $T=950^{\circ}\text{C}$
 $t=2\text{h}$



BN
 $T=1000^{\circ}\text{C}$
 $t=2\text{h}$



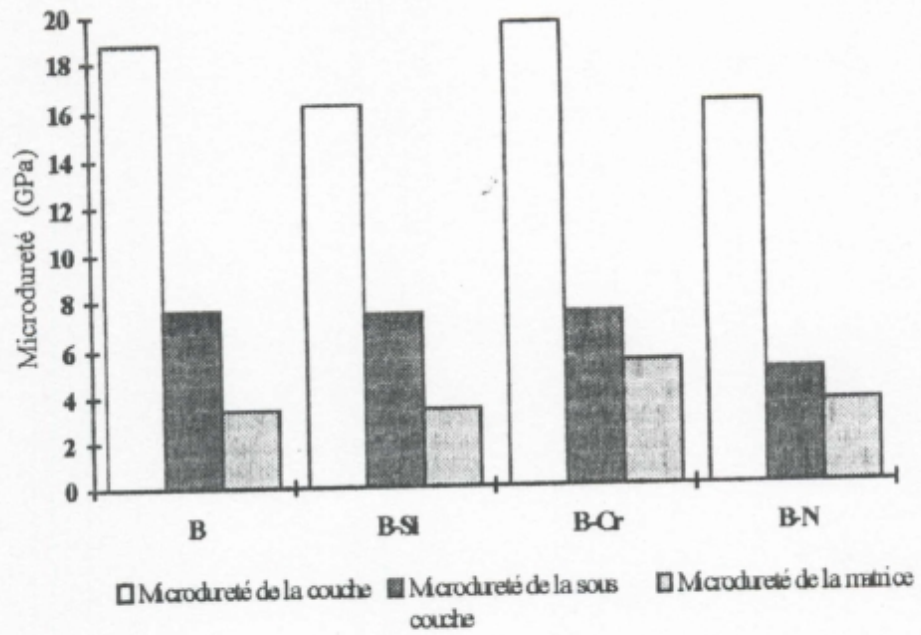
B
 $T=900^{\circ}\text{C}$
 $t=2\text{h}$



BGr
 $T=1000^{\circ}\text{C}$
 $t=2\text{h}$

Fig(3-13) Microstructure de la couche de diffusion de l'acier S6-5-2

a) XC42



b) 105WCr6

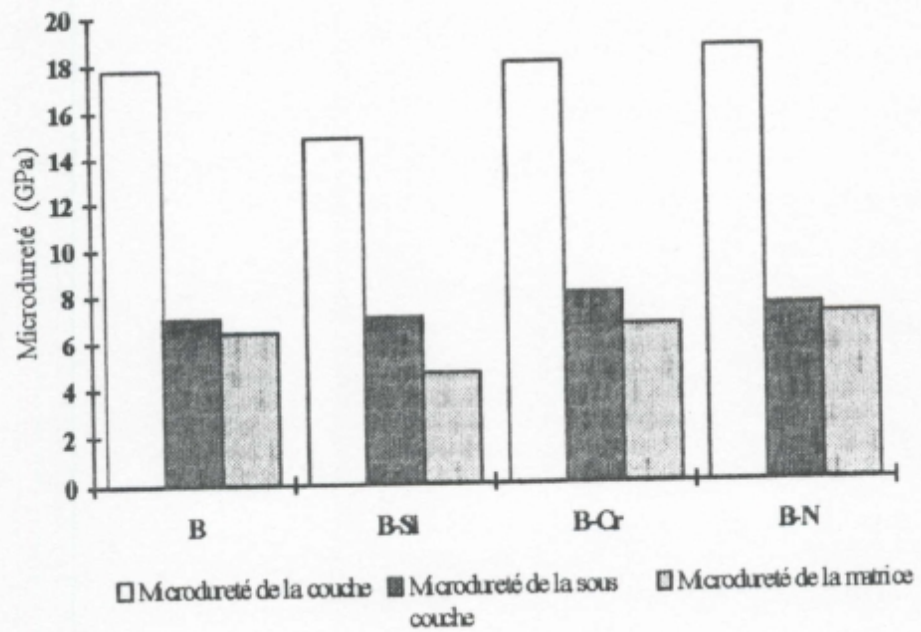
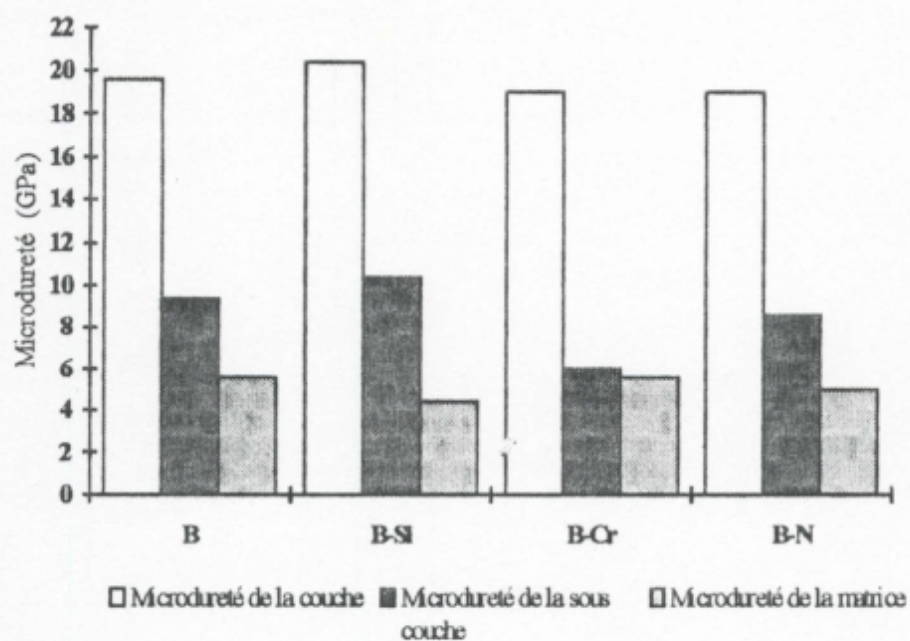


Fig. (3-14) Microdureté de la couche de diffusion des aciers: a) XC42 , b) 105WCr6 après un TTC à 900 °C pendant 4 heures

a) X32CrM0V33



b) X40CrM0V51

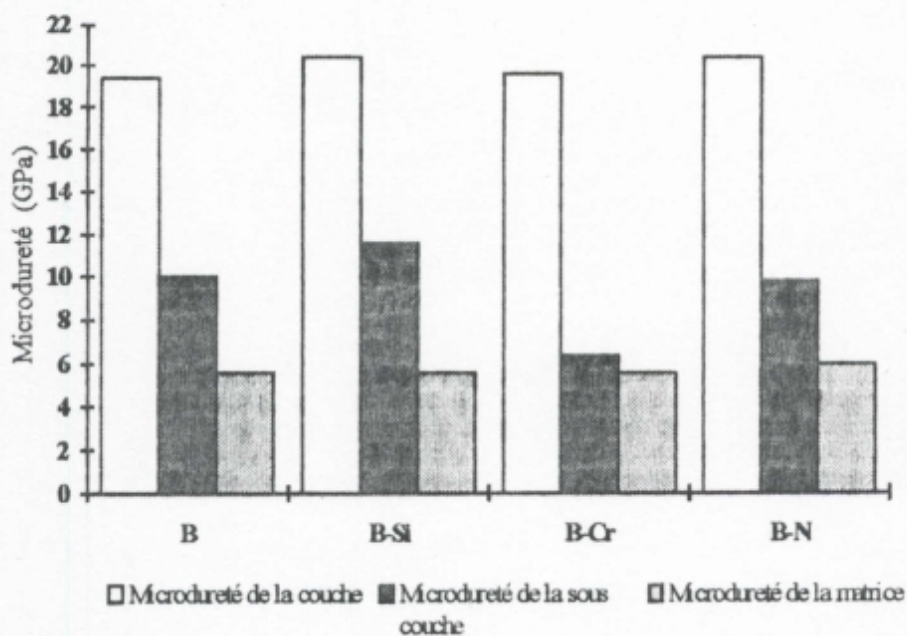
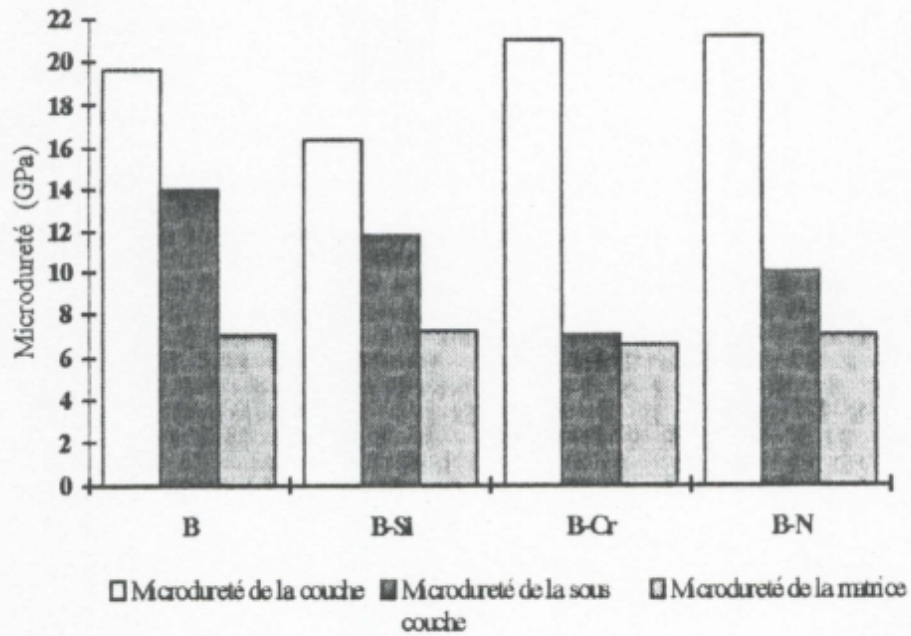


Fig. (3-15) Microdureté de la couche de diffusion des aciers: a) X32CrM0V33 ,
b) X40CrM0V51 après un TTC à 950 °C pendant 4 heures

a) X210CrW12



b) S6-5-2

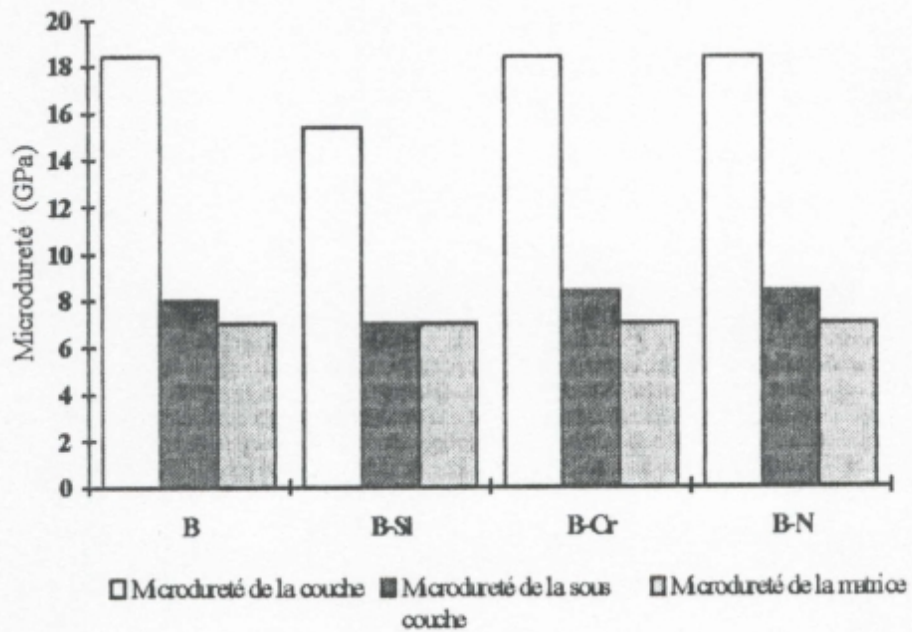


Fig. (3-16) Microdureté de la couche de diffusion des aciers: a) X210CrW12 , b) S6-5-2 après un TTC à 1000 °C pendant 4 heures



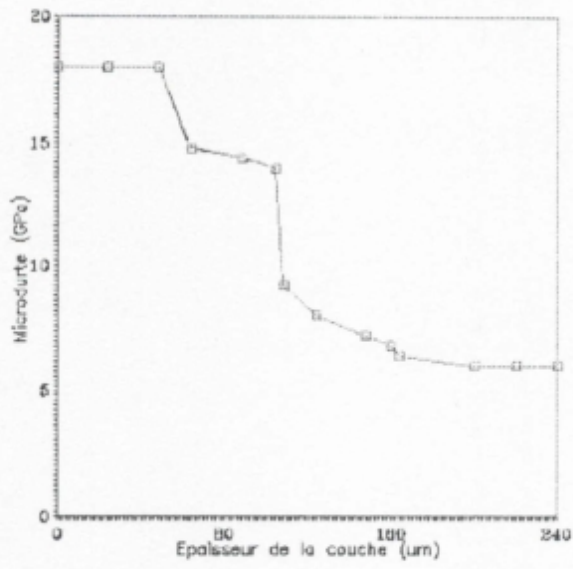
Après un TTC pendant 2 heures à 900°C, sur l'acier X C 42 s'est formée une couche d'épaisseur 70µ, Fig.(3-2) à (3-7), dans ces mêmes conditions et pour les autres aciers on note les résultats suivants: 105 W Cr 6 - 63µ, X 32 Cr Mo V 33 - 55µ, X 40 Cr Mo V 51 - 55µ, X 210 Cr W 12 - 20µ et pour le S 6-5-2 - 20µ.

En augmentant la durée de traitement à cette même température (900°C), de 2 à 6 heures, l'épaisseur de la couche sur l'acier X C 42 augmente de 1,6 fois, 105 W Cr 6 - 1,7 fois, X 32 Cr Mo V 33 - 1,8 fois, X 40 Cr Mo V 51 - 1,9 fois, X 210 Cr W 12 - 1,7 fois et le S 6-5-2 en 2 fois. On conclue que la variation de l'épaisseur en fonction du temps est non linéaire et que d'après les graphes, l'épaisseur de la couche augmente peu après un traitement de 4 heures, ceci est due à la saturation de la couche en élément diffusant et à l'appauvrissement de la pâte en cet élément.

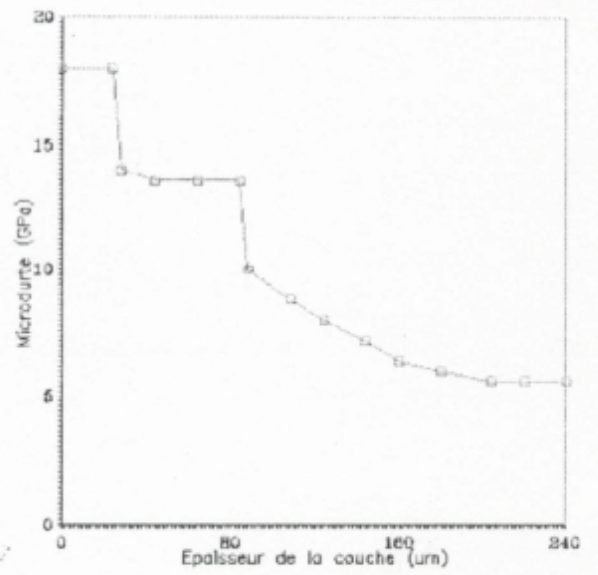
L'analyse par diffraction des RX de la couche superficielle montre qu'en plus des phases FeB et Fe₂B existante dans la couche, il y a présence de la phase FeSi (voir annexe, tableau N°2), la phase FeSi est nettement apparente sur les micrographies après une attaque chimique colorante. Le silicium qui diffuse en même temps que le bore influe d'une façon remarquable sur la structure, l'épaisseur et donc sur les caractéristiques des couches de diffusion.

La figure (3-9) montre qu'après TTC (B-Si), la proportion de la phase fragile FeB est moins qu'après boruration, la plus petite proportion de cette phase fragile on la remarque dans l'acier X C 42 après TTC à 900°C pendant 4 heures, cette proportion varie de 50% à 5% par rapport à la boruration. Dans les aciers X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, la proportion de la phase FeB est de 42 à 47% après boruration, 10 à 17% après TTC (B-Si). Ces résultats sont illustrés sur la figure (3-9).

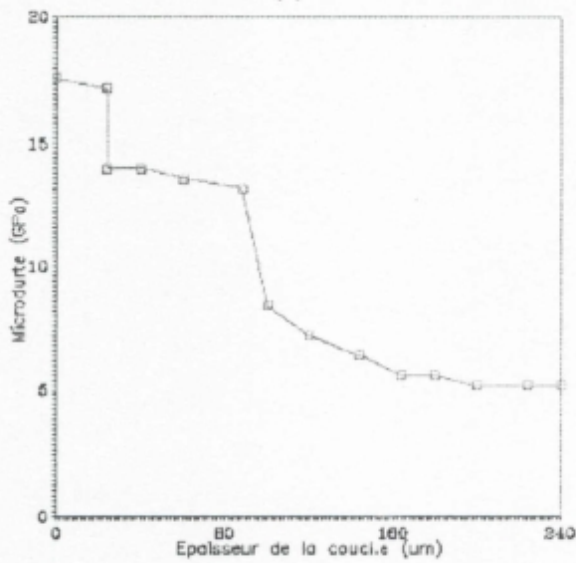
D'après les micrographies, fig (3-10) à (3-13), sur l'acier X C 42 et X 40 Cr Mo V 51 se forme une couche de diffusion qui n'a pas une morphologie de la forme d'aiguille, au dessous de la phase FeB, sont répartis les grains de la phase Fe₂B, à la frontière des borures et de la matrice, on a la présence de la phase FeSi. Les couches de diffusion obtenues après B et B-Si sur les aciers X 210 Cr W 12 et S 6-5-2 n'ont pas une grande différence du point de vue morphologique. Sur ces mêmes aciers, entre la couche de diffusion et la matrice, on remarque une bande sombre, signe d'agglomération des éléments d'alliages et du carbone.



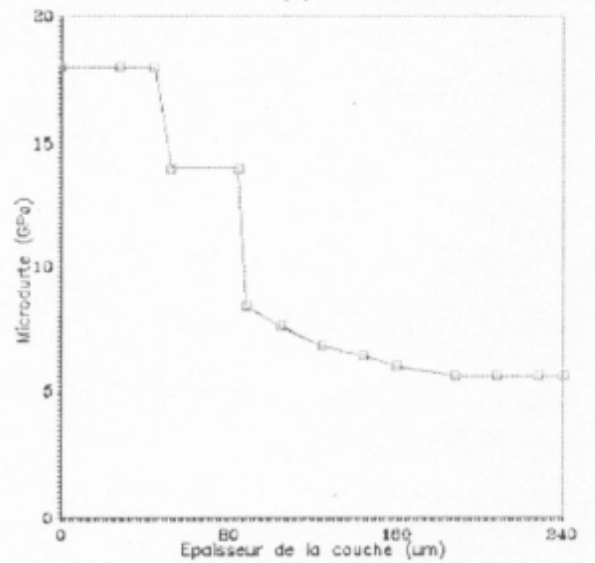
(a)



(b)

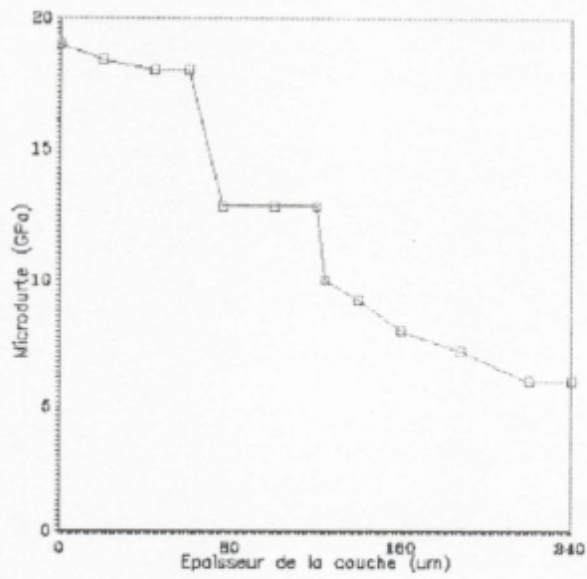


(c)

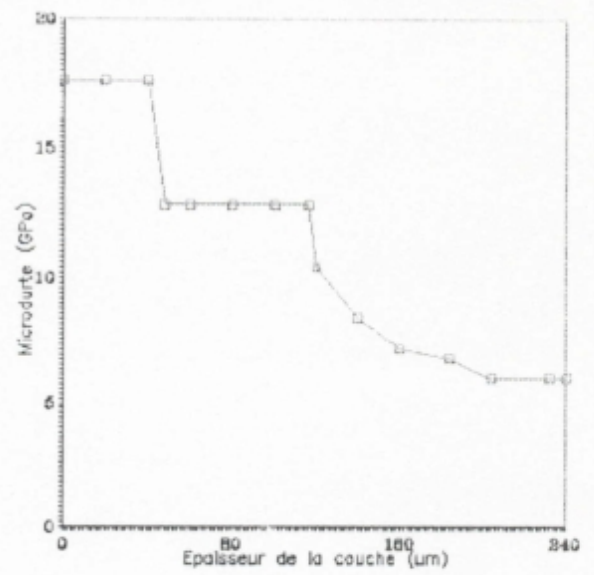


(d)

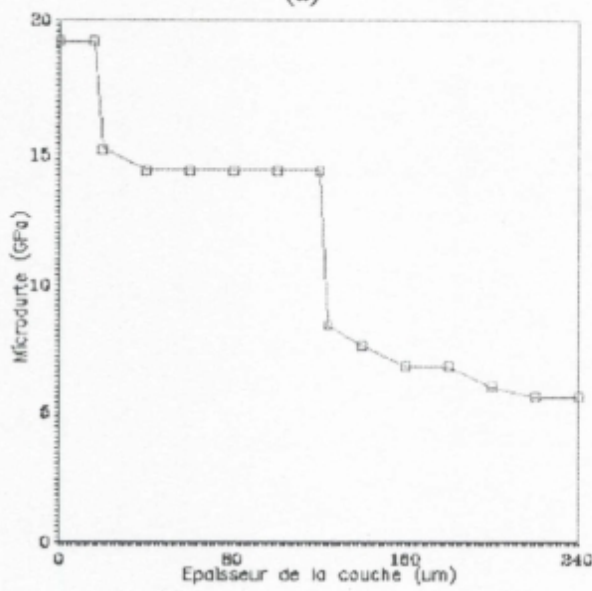
Fig (3-17): Répartition de la microdureté dans la couche de diffusion de l'acier X 40 Cr Mo V 51 après un T.T.C à 900°C pendant 4 heures
 a) B ; b) B-Si ; c) B-Cr ; d) B-N



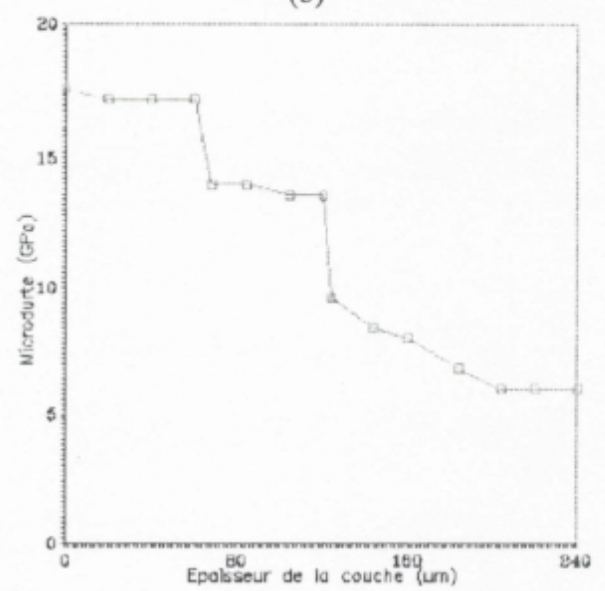
(a)



(b)

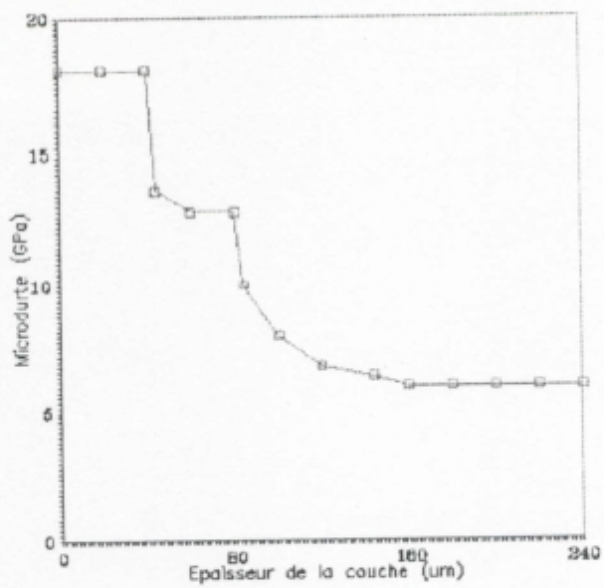


(c)

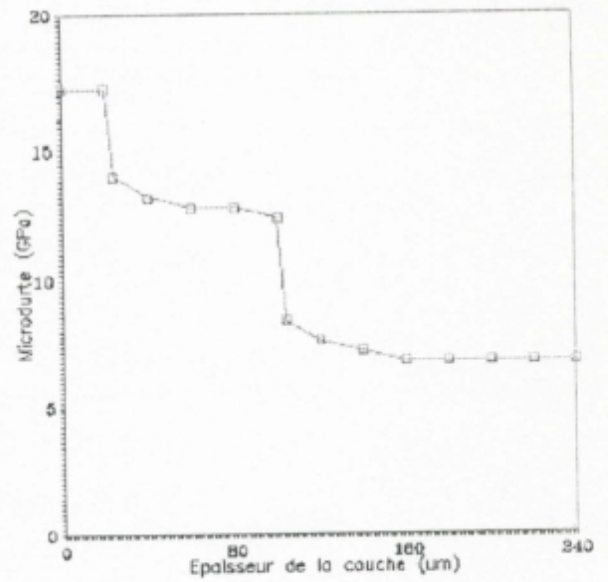


(d)

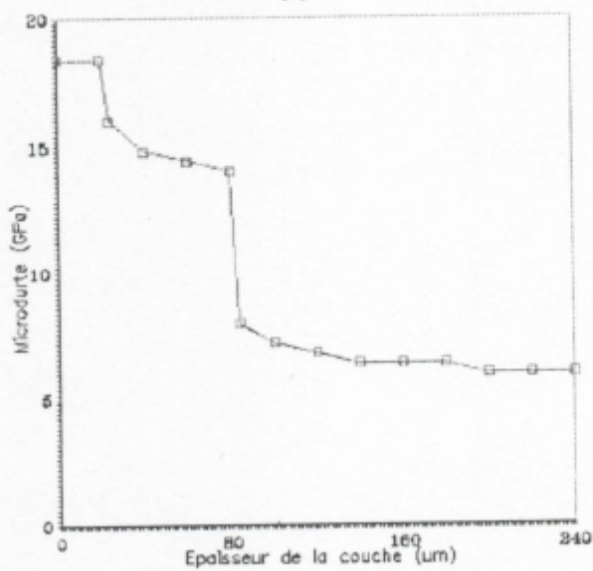
Fig (3-18): Répartition de la microdureté dans la couche de diffusion de l'acier X210CrW12 après un T.T.C à 1050°C pendant 4 heures
 a) B ; b) B-Si ; c) B-Cr ; d) B-N



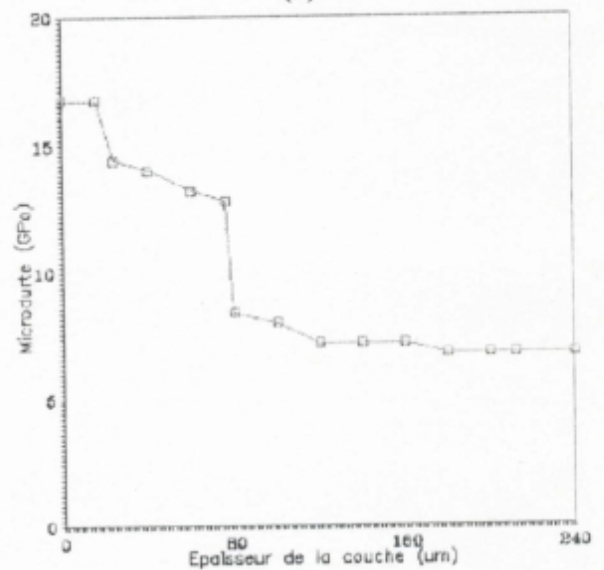
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig (3-19): Répartition de la microdureté dans la couche de diffusion de l'acier S6-5-2 après un T.T.C à 1000°C pendant 4 heures
 a) B ; b) B-Si ; c) B-Cr ; d) B-N

L'analyse durométrique des échantillons après TTC (B-Si), nous a permis d'établir que la microdureté de la couche superficielle ne change pas considérablement par rapport à la boruration. La microdureté sur l'acier X C 42 est de l'ordre de 16 GPa, X 40 Cr Mo V 51- 20GPa, X 210 Cr W 12- 16,5 GPa et pour S 6-5-2 elle vaut 15,5 GPa, fig (3-14) à (3-16). La microdureté près de la surface ne varie pas en fonction de la température du traitement. La température ainsi que le temps du traitement influent sur l'épaisseur des couches et des zones contenant les phases FeB et Fe₂B. Sur les graphes montrant la répartition de la microdureté, le passage de la phase FeB à la phase Fe₂B apparaît d'une façon très claire.

Il faut mentionner la différence qui existe entre la microdureté de la sous-couche et celle de la matrice, ceci est liée à la concentration du carbone et des éléments d'alliages dans cette zone. Ces derniers ont diffusé lors de la formation des borures de fer.

Les essais de résistance à l'usure ont montré que le temps nécessaire pour l'achèvement de la couche n'est pas très important, comme dans le cas de la boruration. L'usure totale se produit en quelques minutes. Les essais ont été fait sur des échantillons traités à une température de 900°C en 4 h pour l'acier X C 42 et X 40 Cr Mo V 51, et à une température de 1050°C en 4 h pour les aciers X 210 Cr W 12 et S 6-5-2. Lors de ces paramètres de TTC, l'épaisseur de la couche était de 105μ pour X C 42, X 40 Cr Mo V 51- 93μ, X 210 Cr W 12- 108μ et de 106μ pour le S 6-5-2.

La résistance à l'usure des échantillons après un essai d'une minute a augmenté en 11 fois par rapport aux échantillons non traités thermochimiquement dans le cas de l'acier X C 42, X 40 Cr Mo V 51 -9,2 fois, X 210 Cr W 12 -7 fois et en 5,5 fois pour l'acier S 6-5-2, fig (3-20) à (3-22). Il faut remarquer que la résistance à l'usure dans la couche de diffusion de tous les aciers est pratiquement la même. L'augmentation du temps de l'essai provoque un achèvement complet de la couche de diffusion, après cela l'usure touche la sous-couche puis la matrice, ce qui diminue la résistance à l'usure, fig. (3-20) à (3-22).

La diffusion du B et du Si, comme il a été déjà signalé, conduit à une diminution de la phase FeB dans la couche, fig (3-9). La dureté de la phase FeB augmente légèrement. La fragilité de cette phase par rapport à une simple boruration diminue [16]. La dureté de la phase Fe₂B subit une légère augmentation, mais la fragilité ne change pratiquement pas [16]. Le silicium n'est pas soluble dans les borures de Fer, FeB et Fe₂B, c'est pour ça que son influence sur la dureté et la fragilité des ces derniers est liée aux changements de concentrations de contrainte entre les borures et la matrice [16].

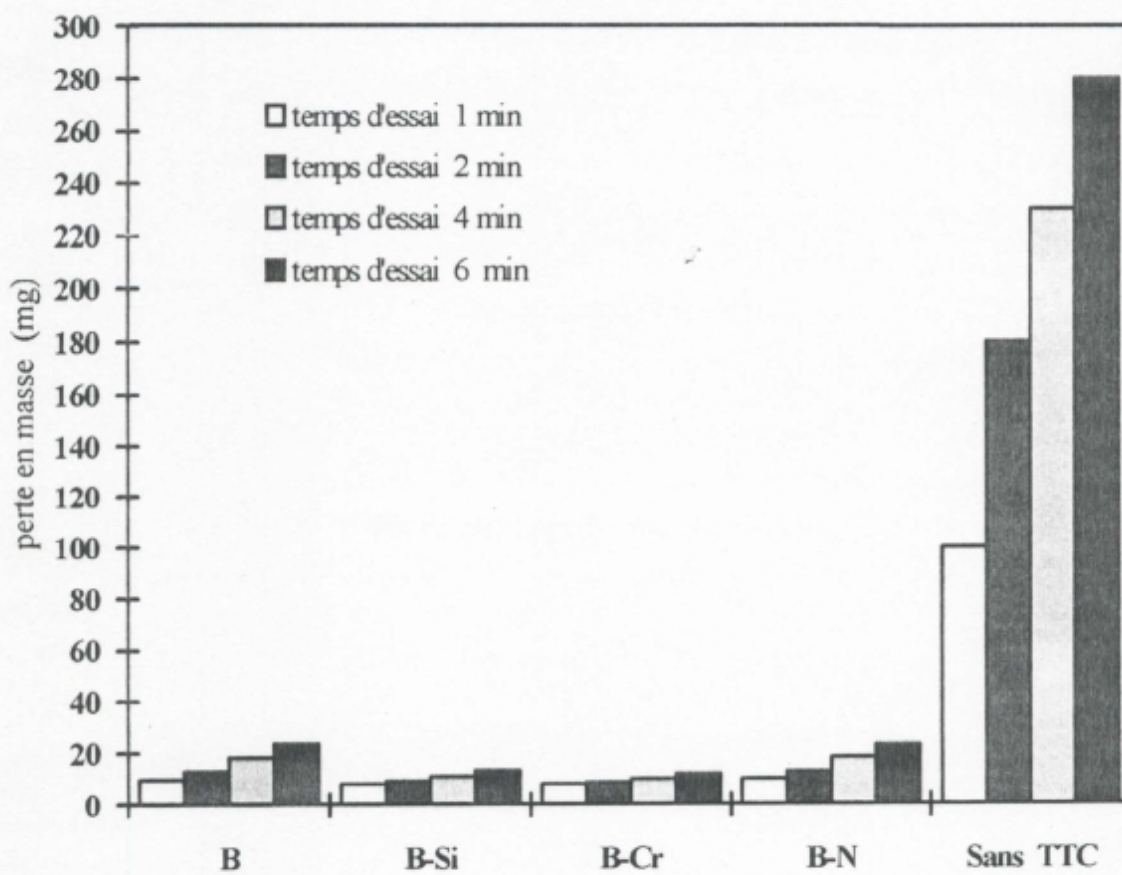


Fig. (3-20) Résistance à l'usure de l'acier XC42 après TTC, $T^{\circ}=900\text{ }^{\circ}\text{C}$, temps = 4 heures

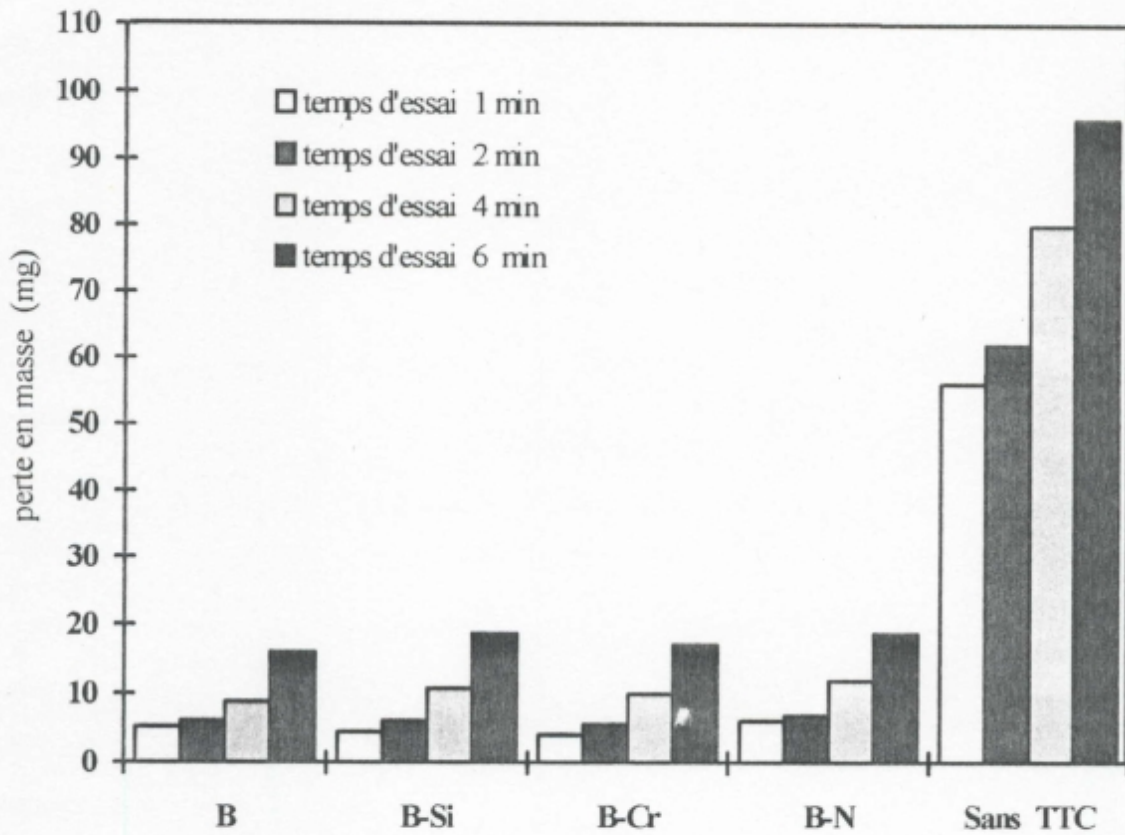


Fig. (3-21) Résistance à l'usure de l'acier S6-5-2 après TTC, $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, temps = 4 heures

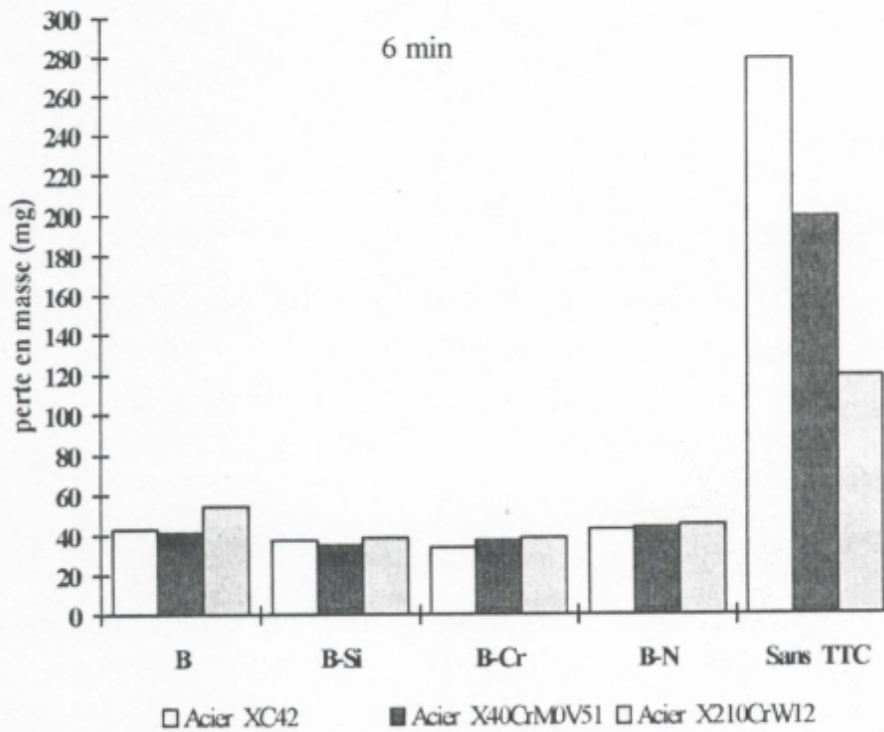
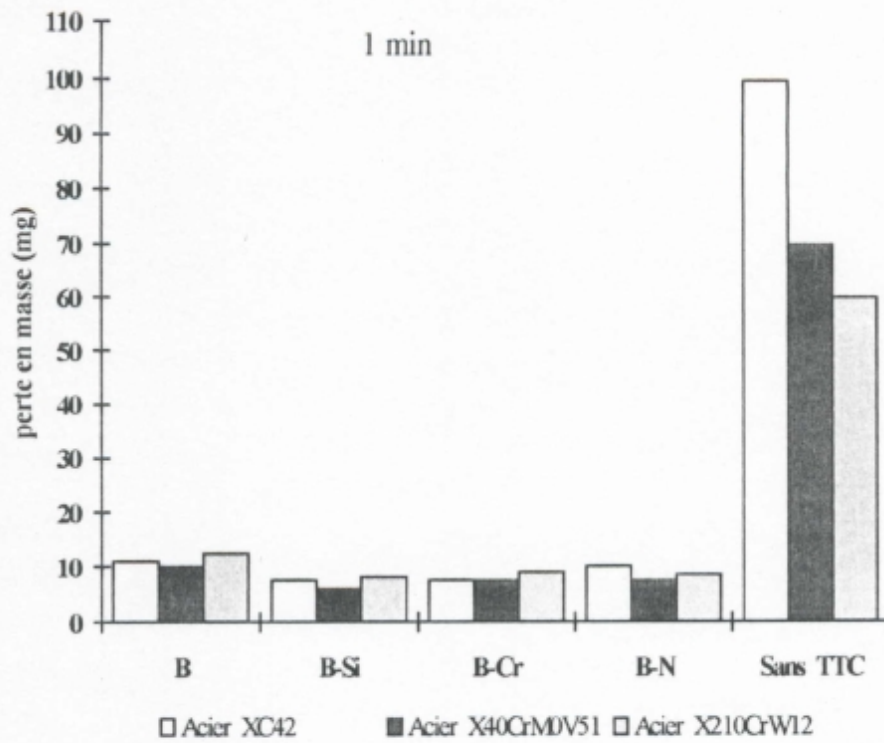


Fig. (3-22) Résistance à l'usure des aciers XC42, X40CrM0V51, X210CrW12 après TTC

3.4 TTC utilisant une pâte à base de B-Cr et B-N

D'après [17-18], le TTC (B-Cr) se fait dans un milieu liquide où solide, après ce TTC, se forment des couches de diffusion de faible fragilité et de grande résistance à l'usure, il existe quelques références [19, 18 et 20] qui étudient les TTC utilisant des pâtes permettant la diffusion du B et du Cr mais seulement sur des aciers au carbone et des aciers faiblement alliés.

Dans notre travail, le TTC (B-Cr) était réalisé à l'aide d'une pâte contenant 70% de B₄C, 25% Cr₂O₃ et 5% de NaF [16].

Cette pâte contient deux composants B₄C et NaF comme lors de la boruration, ce qui nous permet de prévoir les réactions chimiques permettant la production des atomes actifs de bore selon les réactions (3.3) à (3.9) mentionnées dans le paragraphe (3.1).

La présence de l'oxyde de chrome Cr₂O₃ et d'après l'analyse thermodynamique, en réagissant avec B₄C doit permettre la formation dans la pâte du chrome libre qui doit diffuser dans le métal selon la réaction:



L'étude diffractométrique réalisée par Mv. CITKIVITCH [16] a montré que dans la couche de diffusion de l'acier X C 42 traité à 900°C à l'aide d'une pâte de (B-Cr), se forme des borures contenant environ 0.4% de Cr, ce qui témoigne de la diffusion du chrome avec le bore dans le métal.

L'utilisation d'une pâte composée de carbure de bore, d'oxyde de fer et de nitrure de bore (voir chapitre II), permet cette fois-ci la production des atomes de bore selon les réactions (3.3) à (3.9) et en plus la présence du composant nitruré doit assurer l'apparition à la surface de l'échantillon traité des atomes d'azote et doit mener probablement à un changement de qualité de la couche de diffusion.

Les résultats de l'influence de la variation des paramètres: température-temps sur l'épaisseur de la couche de diffusion sont représentés sur les figures (3-2) à (3-7).

Un traitement de 2 h à 900°C permet la formation sur l'acier X C 42 d'une couche de 78μ d'épaisseur, pour 105 W Cr 6 - 60μ, X 32 Cr Mo V 33 - 54μ, X 40 Cr Mo V 51 - 50μ, X 210 Cr W 12 - 28μ et pour S 6-5-2 l'épaisseur est de 24μ. La diminution remarquable de l'épaisseur de la couche par rapport à la boruration est liée à la présence intensive du chrome à la surface de la couche, ce qui rend difficile la diffusion des atomes de bore dans le métal. Cette présence du chrome à la surface est remarquée visuellement car la surface des échantillons ayant subi un traitement (B-Cr) est brillante par rapport aux autres échantillons.

En augmentant le temps de 2 à 6 h, l'épaisseur de la couche augmente sur l'acier X C 42 de 1,8 fois, 105 W Cr 6 - 2 fois, X 32 Cr Mo V 33 - 2,1 fois, X 40 Cr Mo V 51 - 2,3 fois, X 210 Cr W 12 - 1 fois et S 6-5-2 - 2 fois.

La microstructure de la couche de diffusion après TTC (B-Cr) n'est pas très différente avec celle obtenue après boruration. Sur les photographies figures (3-10) à (3-13), on peut observer sur l'acier X C 42 et X 40 Cr Mo V 51, la formation des borures ayant une extrémité ondulée, sur l'acier X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, les couches de diffusion ont une morphologie peu différente que celle obtenue après boruration. Sur ces structures, on remarque une zone sombre entre la couche et la matrice, signe de la concentration des éléments d'alliages et du carbone.

L'analyse de répartition de la microdureté ainsi que l'attaque chimique colorante montrent que la quantité de la phase FeB est nettement inférieure que celle trouvée après boruration, sur l'acier X C 42 et X 40 Mo V 51, le pourcentage de la phase FeB est de l'ordre de 3% et 8% respectivement, le plus grand pourcentage de la phase FeB est remarqué sur les aciers X 210 Cr W 12 et S 6-5-2 qui vaut environ 15%.

La détection des phases constituants la couche de diffusion après un traitement (B-Cr) est réalisée par diffraction à RX: FeB, Fe₂B et CrB en fonction de la nuance d'acier est représentée sur la figure (3-9).

Après boronutrition à l'aide de pâte, pendant 2 heures à une température de 900°C, comme l'indiquent les figures (3-2) à (3-7), sur l'acier X C 42 se forme une couche de diffusion d'épaisseur 75μ, 105 W Cr 6 - 63μ, X 32 Cr Mo V 33 - 55μ, X 40 Cr Mo V 51 - 54μ, X 210 Cr W 12 - 26μ et S 6-5-2 - 24μ. Ce qui montre une fois de plus que plus l'acier est allié, plus l'épaisseur de la couche est faible.

L'augmentation du temps de traitement en 3 fois conduit à une augmentation de l'épaisseur de la couche en 2 fois pour l'acier X C 42, 105 W Cr 6-2,1 fois, X 32 Cr Mo V 33-2,2 fois, X 40 Cr Mo V 51-2,1 fois, X 210 Cr W 12-1,3 fois et S 6-5-2 en 2 fois. Une augmentation de la température jusqu'à 1000°C, conduit à une augmentation de la vitesse de diffusion. Il est à noter que lors de la boronutrition, comme lors des autres TTC (B, B-Si, B-Cr), les couches de plus grande épaisseur se forment sur l'acier X C 42 un peu moins sur les aciers 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 33 et X 40 Cr Mo V 51, sur l'acier X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, on obtient les couches de plus faible épaisseur, tout traitement confondu.

Les résultats de nos travaux témoignent que lors des TTC des aciers à outils, permettant la diffusion de deux éléments, l'effet de l'influence des paramètres température-temps sur l'épaisseur de la couche de diffusion est le même que celui observé lors de la boruration. Les couches les plus développées du point de vue épaisseur sont obtenues après boruration, ensuite vient celle de la boronituration, B-Si et B-Cr.

La microstructure des couches boronitrurées a une grande ressemblance avec celle de la boruration, fig (3-10) à (3-13). Sur tous les aciers, on remarque la présence des phases FeB et Fe₂B, mais la structure des couches boronitrurées formées sur les aciers traités a une différence bien déterminée, cette différence se manifeste d'une façon remarquable dans le cas des aciers fortement alliés X 210 Sr W 12 et S 6-5-2, fig (3-10) et (3-13). Contrairement aux aciers X C 42, 105 W Sr 6, X 32 Sr Mo V 51, sur l'acier X 210 Cr W 12 et S 6-5-2 l'épaisseur de la couche est moins importante et les borures à la frontière avec la matrice ont une forme ondulée.

Comme le montre la figure (3-9), le pourcentage de la phase FeB dans la couche boronitrurée est inférieur à celui de la boruration, mais plus grand que celui du traitement (B-Si) et (B-Cr), il est de 27%, 32% et 38% sur l'acier X C 42, X 40 Cr V 51 et X 210 Cr W 12 (S 6-5-2) respectivement.

Selon [16], l'azote est réparti, en général, sur la périphérie des aiguilles (borures) et à la frontière entre la matrice et les borures de fer.

L'analyse durométrique a montré qu'après un TTC (B-Cr), il y a une augmentation de la microdureté de la couche et de la zone de transition située sous la couche par rapport à la microdureté de la matrice, mais il est à noter que cette microdureté est inférieure à celle obtenue après B, B-Si et B-N, à la surface, cette microdureté est de l'ordre de 17,8 GPa sur l'acier X C 42 et de l'ordre de 18 GPa sur l'acier X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, au fur et à mesure qu'on s'éloigne de la surface vers le cœur, tout en restant dans la couche (B-Cr), la microdureté diminue de 17,50 GPa à 15 GPa pour l'acier X C 42, 18,5 à 15,3 - X 40 Mo V 51 et de 19 à 15,3 GPa pour X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, ce qui est lié à la présence de la phase de plus grande dureté FeB près de la surface, en dessous se forme la phase Fe₂B. On remarque aussi une augmentation de la dureté sous la couche (B-Cr) par rapport à la matrice, fig (3-14) à (3-16), ce qui est dû à la concentration des éléments d'alliages et du carbone dans cette zone.

Les essais de l'usure ont été faits dans les mêmes conditions que celles de la boruration, il a été établi que pour les paramètres de frottement choisis pendant une minute, l'usure se passe dans la couche de diffusion, avec l'augmentation du temps d'essai, comme dans les autres cas, l'usure touche la couche et la sous-couche, sur les graphes de la figure (3-22) sont représentés les résultats des essais pendant 1 minute et 6 minutes, ces mêmes essais ont été faits sur des échantillons ayant subi un simple traitement thermique (trempe + revenu), le TTC (B-Cr) permet d'augmenter la résistance à l'usure en 11,5 fois pour l'acier X C 42, X 40 Cr Mo V 51- 10 fois, X 210 Cr W 12 - 7 fois, et 5,8 fois pour l'acier S 6-5-2. Ces résultats montrent qu'il serait très intéressant et plus efficace d'utiliser ce TTC (B-Cr) pour les aciers au carbone et les aciers faiblement alliés qui ont une faible résistance à l'usure sans TTC.

Un temps d'essai de 6 minutes augmente l'effet de l'usure sur les échantillons, au cours et après ce temps, la résistance à l'usure des échantillons par rapport à celle des échantillons non traités ne change pas d'une façon appréciable, fig (3-22), ce qui peut être liée au fait que dans de telles conditions, la couche s'achève complètement et c'est la matrice qui subit l'effet de l'usure.

Il faut signaler qu'après un TTC (B-Cr) à l'aide de la pâte dont la composition chimique se trouve dans le chapitre II, se forment des borures contenant 85% à 97% de la phase Fe_2B moins fragile, figure (3-9). Après un TTC (B-Cr), les couches les plus fragiles se forment sur l'acier S 6-5-2 et les moins fragiles sur l'acier X C 42.

L'analyse durométrique des couches boronitrurées, représentées sur les figures (3-14) à (3-16) révèle une augmentation de la dureté dans la couche de diffusion et dans la sous-couche (zone de transition entre la couche et la matrice) par rapport à la dureté de la matrice, ainsi dans le cas de la boronituration, la dureté près de la surface de l'acier X C 42 est de 18 Gpa, X 40 Cr Mo V 51- 20 Gpa, X 210 Cr W 12 - 21 GPa et de 18,5 GPa pour l'acier S 6-5-2.

L'analyse de la répartition de la microdureté dans la couche de diffusion après boronituration a montré qu'en s'éloignant de la surface vers le coeur tout en restant dans la couche boronitrurée, la dureté diminue de 18,5 à 15,30 GPa dans le cas des aciers X C 42 et X 40 Cr Mo V 51, et de 18 à 14 GPa dans le cas des aciers X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, pour les mêmes raisons que dans les cas précédents, l'augmentation de la dureté dans la zone de transition est aussi liée à la concentration du carbone et des éléments d'alliages dans cette zone.

La résistance à l'usure des échantillons après TTC (B-N), temps d'essai une minute, a augmenté en 8,5 fois par rapport aux échantillons non traités dans le cas de l'acier X C 42, en 8 fois pour l'acier X 40 Cr Mo V 51 et 5,5 fois pour les aciers X 210 Cr W 12 et S 6-5-2.

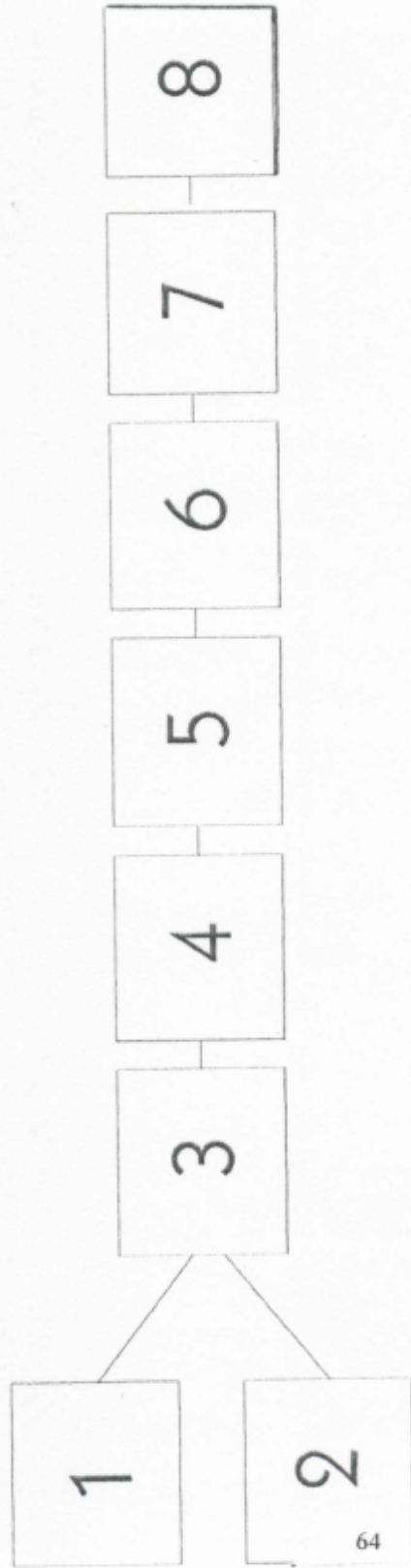
3.5 Processus technologique du TTC à l'aide d'une pâte.

Le processus technologique pour traiter thermochimiquement à l'aide d'une pâte à la température de trempe des pièces industrielles dans des conditions réelles comporte les étapes suivantes, fig (3-24).

- 1- Préparation de la pièce au traitement;
- 2- préparation de la pâte;
- 3- couverture de la surface à traiter par la pâte;
- 4- chauffage et maintien à la température de trempe;
- 5- trempe;
- 6- revenu;
- 7- nettoyage de la pièce;
- 8- contrôle de qualité de la couche de diffusion.

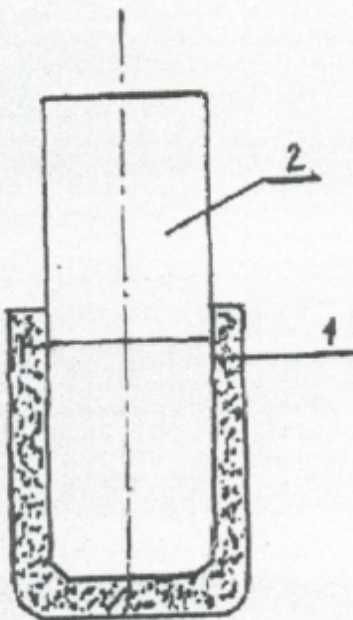
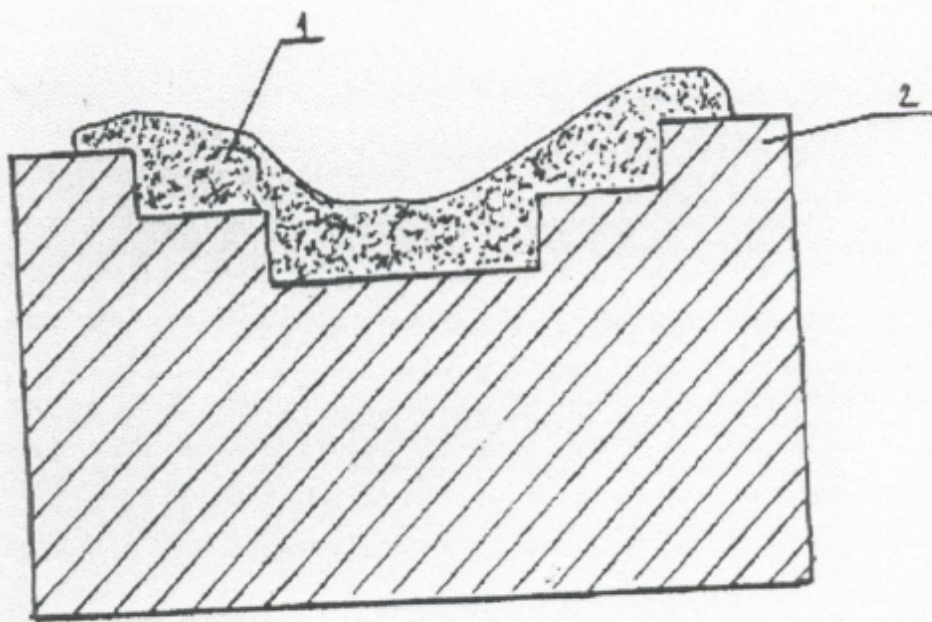
La réalisation du traitement thermochimique à la température de trempe permet de diminuer la perte de l'énergie et le temps du cycle de production de l'outil.

La pâte est étalée sur la surface des pièces de grande dimensions, fig (3-25) et les pièces de petites dimensions, fig (3-26).



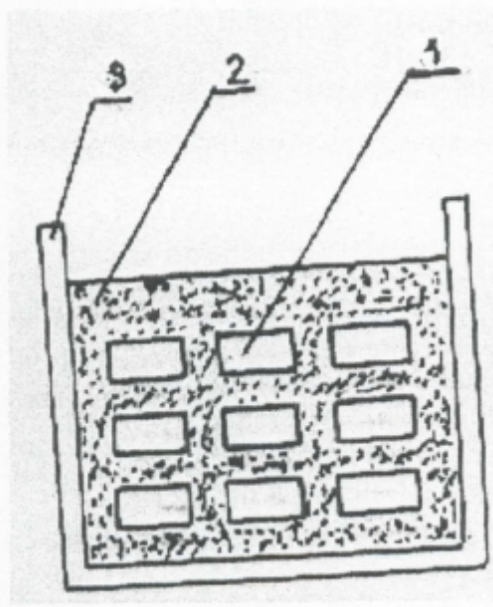
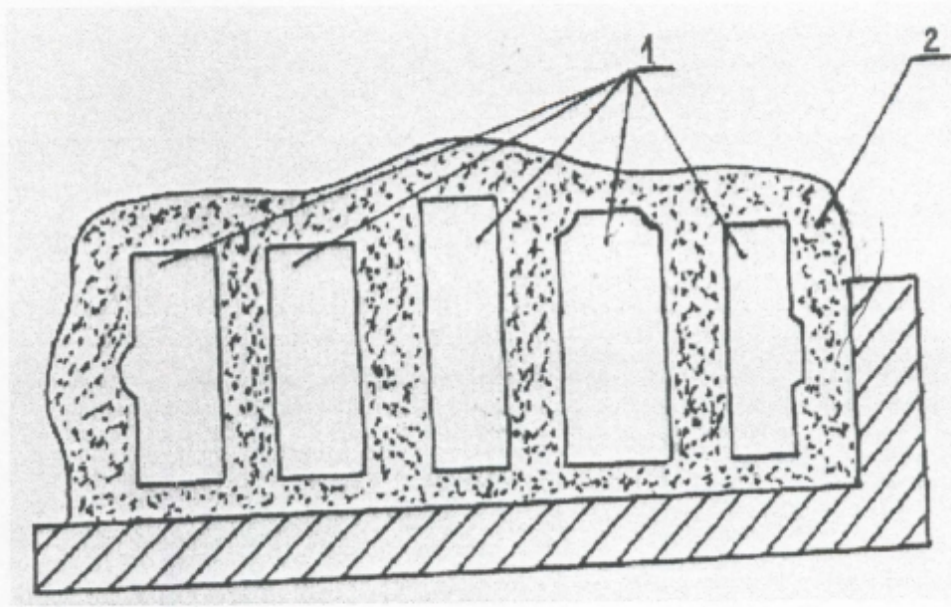
- 1-Preparation de la pièce au traitement.
- 2-Preparation de la pâte
- 3-Couverture de la surface à traiter par la pâte
- 4-Chauffage et maintien à la temperature de trempe
- 5-Trempe
- 6-Revenu
- 7-Nettoyage de la pièce
- 8-Contrôle de la qualité de la couche de diffusion.

Fig(3-24)-Schema du processus technologique des TTC à l'aide d'une pâte effectués à la température de trempe.



- 1-Pâte
- 2-Pièce

Fig (3-25)- Schema de la couverture de la surface des pièces industrielles de grandes dimensions



- 1-Pièce a traitée
- 2-Pâte
- 3- Contenaire

Fig (3-26)- Schema de la couverture de la surface des pièces industrielles de petites dimensions

3.6 CONCLUSION

1- En utilisant le calcul thermodynamique, on a analysé le processus chimique ayant lieu dans les pâtes, assurant son fonctionnement dans un milieu oxydant, lors de la boruration et lors de la diffusion de deux éléments.

2- On a étudié le phénomène de formation, la structure, proportion de phase et les caractéristiques des couches obtenues après B, B-Si, B-Cr et B-N, sur les aciers au carbone X C 42, faiblement alliés 105 W Cr6, alliés X 40 Cr Mo V 51, X 30 Cr Mo V 33 et les aciers fortement alliés S 6-5-2 et 210 Cr W 12.

3- Il a été établi que le changement des paramètres, température-temps des régimes des traitements influent sur la structure et donc sur les caractéristiques des couches obtenues. On a obtenu des résultats concrets sur la dureté des phases formées et sur la répartition de celle-ci dans la couche de diffusion et la sous-couche.

4- On a obtenu des résultats sur les proportions des phases FeB et Fe₂B lors des différents TTC (B, B-Si, B-Cr, et B-N) sur les aciers traités. Il a été établi qu'après le traitement B-Cr et B-Si, se forment des couches de diffusion contenant le plus faible pourcentage de la phase fragile FeB sur les aciers traités.

5- Le travail réalisé, a montré que les couches obtenues après B-Si et B-Cr résistent mieux à l'usure. La résistance à l'usure de ces couches dépasse celle obtenue après B et B-N pour X C 42 en 1,3 à 1,4 fois, X 40 Cr Mo V 51 en 1,2 à 1,3 fois et pour X 210 Cr W 12 (S 6-5-2) en 1,1 à 1,2 fois.

C

CHAPITRE IV

STRUCTURE ET CARACTERISTIQUES
DES ACIERS A OUTILS APRES TTC
A LA TEMPERATURE DE REVENU

4.1 INTRODUCTION

Les résultats exposés au chapitre 3, révèlent que l'utilisation de la pâte pour un traitement de boruration, B-Si, B-Cr et boronitruration, à la température de trempe permet d'améliorer considérablement les caractéristiques surfaciques des aciers traités X C 42, 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 33, X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2. Cependant, dans le cas d'une trempe il y a augmentation du volume des pièces traitées, due aux transformations martensitiques [5], ce qui constitue un inconvénient surtout pour les pièces de grande précision. En plus, pour éviter la fusion des borures de la couche superficielle, le traitement des aciers rapides a été fait à une température inférieure à leurs températures de trempe, ce qui influe négativement sur certaines caractéristiques du coeur de l'instrument de coupe.

D'après les remarques sus-citées, il est d'un grand intérêt pratique d'étudier et d'établir le caractère du processus permettant la formation d'une couche de diffusion après TTC à l'aide d'une pâte à des températures de l'ordre de 500°C-600°C, c'est à dire à des températures ne dépassant pas la température de revenu des aciers pour déformation à chaud et des aciers rapides.

4.2 Etude de la possibilité du TTC des aciers à l'aide d'une pâte à basse température (revenu)

Les traitements des échantillons d'acier 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 33, X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2 à des températures de 500, 550 et 600°C en utilisant des pâtes pour boruration, B-Si, B-Cr et boronitruration ont montré que seulement après boronitruration à l'aide d'une pâte à base de carbure de bore et nitrure de bore qu'on a formation d'une couche de diffusion de dureté élevée. Cette couche est nettement différente par sa structure de celle obtenue après TTC à la température de trempe.

Les pâtes utilisées pour les TTC ont pour composant commun le bore, plus un deuxième composant pour chaque type de traitement, on constate que la seule différence qui existe entre les traitements, c'est la nature du second composant de la pâte, ce qui mène à déduire que la présence du nitrure de bore joue un rôle décisif dans la formation d'une couche de diffusion à basse température.

Les calculs thermodynamiques (pour la boronituration) des réactions chimiques qui se déroulent dans une pâte à base de nitrure de bore, carbure de bore et fluorure de sodium à une température de 527 °C (800°K), permet de déterminer que l'apparition des atomes d'azote à la surface traitée est due à une réaction entre B₄C et BN de la façon suivante:

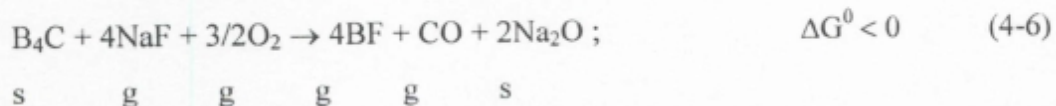
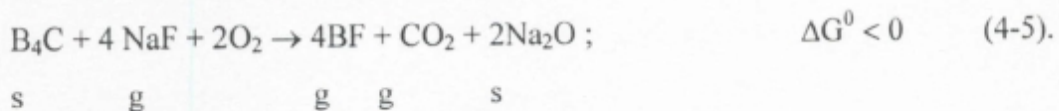


Le carbure de bore réagit avec le nitrure de bore selon la réaction (4-1) et forme un composant gazeux C₂N₂, qui peut se décomposer en formant des atomes d'azote actifs selon la réaction (4-2). Si cette réaction se produit à la surface de la pièce traitée, les atomes d'azote formés sont absorbés et diffusent dans le métal.

L'analyse thermodynamique montre qu'à des températures de 500°C-600°C, comme à des températures de 800°C -1100°C, il se produit une oxydation du B₄C avec formation d'une pellicule à base de B₂O₃ à la surface de la pâte jouant le rôle d'une enveloppe protectrice.



Aux températures de revenu et d'après l'analyse thermodynamique, il est probable le déroulement des réactions permettant la production des atomes de bore actif à la surface des pièces traitées de la manière suivante:



Ce type de réaction permettant la formation des atomes de bore peut avoir lieu de la même manière que celles déroulées à la température de trempe. L'étude théorique et expérimentale nous permettent d'établir qu'il est possible de faire un TTC à l'aide de pâte à des températures de revenu et d'obtenir une couche de diffusion de dureté élevée due à la diffusion d'azote et une très faible quantité de bore.

La suite de notre travail consiste à traiter des échantillons qui ont subi un cycle complet de traitement thermique suivant les températures mentionnées au tableau 2.2.

4.3 STRUCTURE ET CARACTERISTIQUES DE LA COUCHE DE DIFFUSION DES ACIERS X 40 Cr Mo V 51 et X 32 Cr Mo V 33

Ces aciers de déformation à chaud destinés à la fabrication des matrices d'estompage et d'outils pour le pressage à chaud, ont été traité aux températures 500°C-550°C et 600°C, correspondant à l'intervalle de leurs températures de revenu.

D'après les figures (4-1) et (4-2) après boronitruration de 4 h à 500°C de l'acier X 40 Cr V 51, on a formation d'une couche claire de 8µm et une couche sombre de 100µm d'épaisseur, de même pour l'acier X 32 Cr Mo V 33 s'est formée une couche claire de 10µm et une couche sombre de 120µm.

L'augmentation du temps de maintien du traitement jusqu'à 6 h et 10 h fait accroître l'épaisseur des deux zones, ainsi après boronitruration de 10 h à 500°C, la couche claire et la couche sombre dans l'acier X 40 Cr Mo V 51 sont respectivement de 25 µm et 200 µm, et dans X 32 Cr Mo V 33 sont de 30µm et 230µm.

L'élévation de la température de boronitruration jusqu'à 550°C mène à une augmentation considérable de la vitesse de diffusion dans les aciers, comme on peut le remarquer sur ces mêmes figures, à 500°C pour un temps de maintien de 4 h s'est formée une couche claire de 8µm à 10µm et une couche sombre de 100 à 120µm, tandis qu'à 550°C, pour le même temps de maintien, la couche claire est de 12 à 16 µm et la couche sombre de 200 à 240µm.

D'après les résultats trouvés, on remarque que l'épaisseur de la couche est plus grande sur l'acier X 32 Cr Mo V 33 e, comparaison avec celle de l'acier X 40 Cr Mo V 51, ce qui peut être expliqué par le fait que l'acier X 32 Cr Mo V 33 est moins allié que l'acier X 40 Cr Mo V 51, les éléments d'alliages diminuent la vitesse de diffusion des atomes actifs provenant de la pâte vers l'acier, ce phénomène est aussi énoncé dans des ouvrages concernant la nitruration gazeuse.

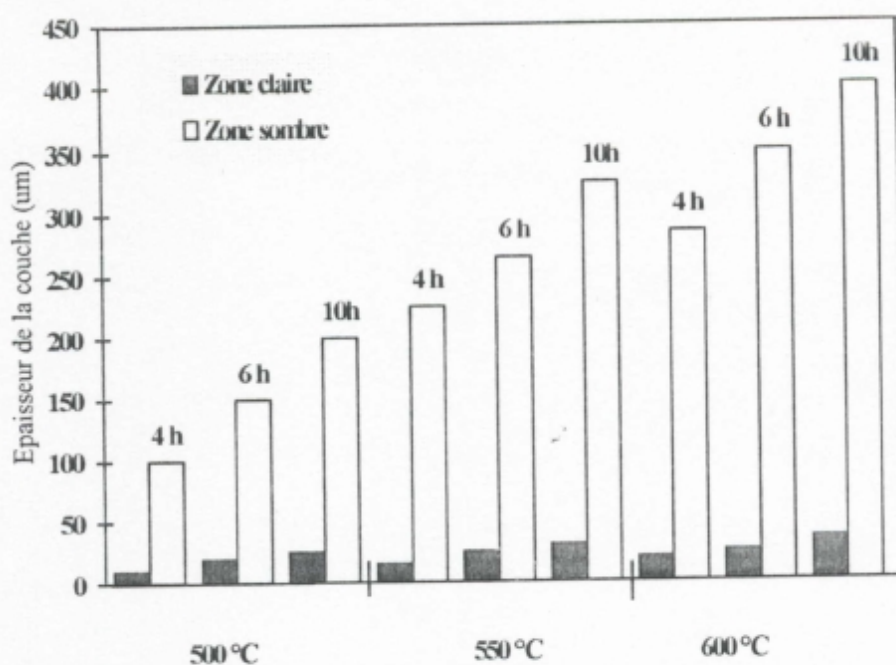


Fig. (4-1) Influence des paramètres de la boronituration sur l'épaisseur des zones de la couche de diffusion de l'acier X40CrM0V51

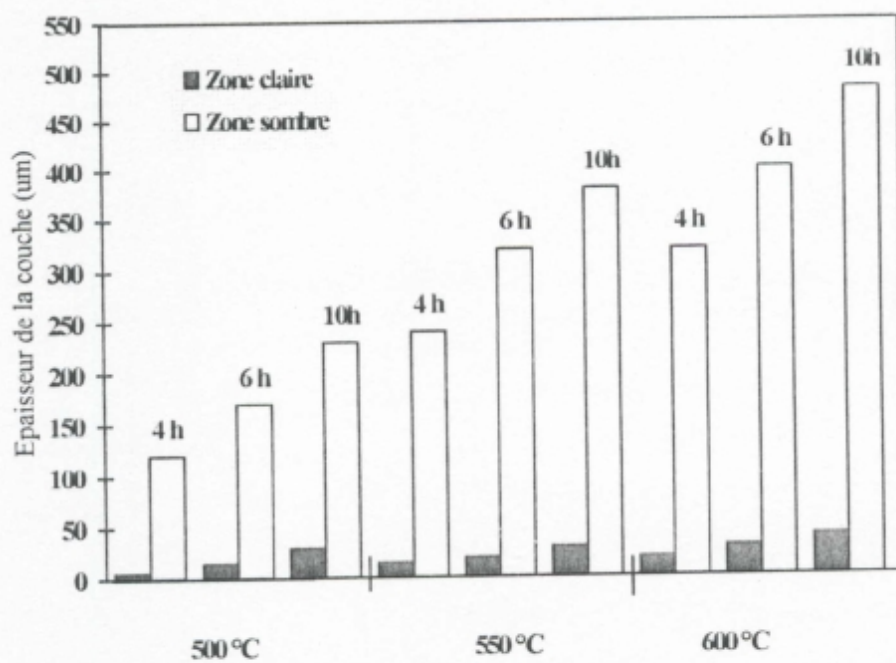


Fig. (4-2) Influence des paramètres de la boronituration sur l'épaisseur des zones de la couche de diffusion de l'acier X32CrM0V33

L'analyse métallographique des aciers boronitrurés a permis d'établir que la structure de la couche superficielle obtenue à la température de revenu est complètement différente de celle obtenue à la température de trempe, fig (4-3), elle est de grande ressemblance à celle obtenue par cyanuration gazeuse.

L'analyse durométrique montre que la zone claire de l'acier X 40 Cr Mo V 51 et X 32 Cr Mo V 33 est caractérisée d'une microdureté de 12 GPa et 10,5 GPa (fig. 4-4 et 4-5), il faut remarquer que la microdureté de cette zone est nettement supérieure à celle obtenue après une simple nitruration ou cyanuration, par contre la microdureté de la zone sombre est de 6,2 GPa à 8,0 GPa.

La grande zone qui est la zone sombre n'a pas de frontières nettes avec la matrice, la microdureté mesurée à ces frontières pour le cas des aciers X 32 Cr Mo V 33 et X 40 Cr Mo V 51 est de l'ordre de 5,50 GPa.

Au fur et à mesure qu'on s'éloigne de la couche superficielle vers le coeur, la microdureté diminue continuellement, un tel caractère de répartition de la microdureté n'ayant pas de chutes brusques diffère de celui observé après TTC à la température de trempe (voir chapitre 3). La zone claire de la couche boronitrurée de ces aciers comme le montre l'analyse par rayons X (voir annexe, tableau N°2) est constituée de nitrures de fer, cémentite et carbures.

La grande microdureté obtenue après TTC par rapport à des traitements thermochimiques traditionnels est expliquée par la présence d'atomes de bore dans la couche de diffusion, ils ne sont pas détectables aux RX car ils diffusent en très petites quantités et ne permettent pas la formation des borures de fer FeB et Fe₂B.

La présence du chrome et du molybdène dans la solution solide des aciers traités permet la formation des boronitrures dispersés de grande dureté et de grande stabilité.

L'étape suivante de notre travail était consacrée à l'étude de la résistance à l'usure dans le cas de frottement sec. Dans de telles conditions, les expériences ont montré que la destruction de la couche de diffusion se déroule dans un temps très faible, il ne dépasse pas quelques minutes.

On a fait des essais d'usure de 1,2 et 3 minutes, sur des échantillons d'acier X 40 Cr Mo V 51 qui ont déjà subi une boronitruration à 550°C pendant 4 heures, la couche boronitrurée lors de ce traitement était de : couche sombre 225 µm, couche claire 16µm.

Comme le montre la figure (4-6), la résistance à l'usure des échantillons boronitrurés après une minute d'essai augmente en 8 fois par rapport à celle des échantillons non traités thermochimiquement, après un essai de 2 minutes, elle augmente en 6,6 fois et après un essai de 3 minutes, elle augmente en 6,2 fois toujours par rapport à des échantillons n'ayant pas subi un TTC.

Comme on a déjà mentionné, dans la couche claire en plus des carbures dispersés, il y a présence de la phase $(Me_3(C,N))$ et du nitrure de fer ϵ . La dureté de la couche est de 8 - 10 GPa, elle est fragile à cause de la présence de la cémentite et des nitrures, ce qui explique la faible résistance à l'usure de la couche claire et c'est donc la couche sombre qui détermine la résistance à l'usure. Cette couche sombre est un mélange de martensite, carbures et carbonitrures de dureté 10 - 11 GPa.

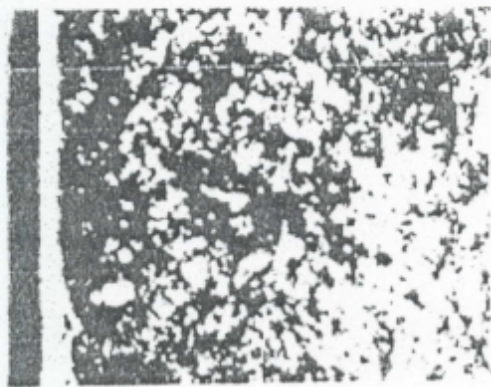
4.4 Structure et caractéristiques de la couche de diffusion de l'acier rapide S 6-5-2.

On a mentionné dans le chapitre 3, que le traitement thermochimique à haute température de l'outil de coupe exige une diminution de la température de trempe et donc à une détérioration de certaines caractéristiques de la matrice de l'acier S 6-5-2, c'est la raison pour laquelle on a étudié la possibilité de traiter l'acier S 6-5-2 ayant subi un cycle complet de traitement thermique, à l'aide d'une pâte à basse température. La température de boronituration choisie, 500-550 et 600°C ne dépasse pas la température de revenu des aciers rapides qui est de 550-600°C, le temps de maintien est de 2, 4 et 6 heures.

Après boronituration, de 2 heures à une température de 500°C, on a la formation d'une couche sombre de microdureté environ 8,2 GPa, en s'éloignant de la surface vers le coeur, la microdureté diminue continuellement, signe qu'il n'y a pas de changement brusque de structure, fig. (4-8).

On a mesuré une microdureté de l'ordre de 15,3 GPa sur un échantillon après avoir subi une boronituration avec un temps de maintien de 6 heures, il est à signaler que la microdureté maximale après nitruration gazeuse est de l'ordre de 12 GPa.

Pour l'acier S 6-5-2, la boronituration à 500°C durant 2 heures donne la formation d'une zone claire de 6 μ m, d'une zone sombre de 70 μ m et d'une troisième zone de 100 μ m où la dureté diminue progressivement jusqu'à atteindre la dureté de la matrice, sa structure est la même que celle de la matrice, pour les aciers X 32 Cr Mo V 33 et X 40 Cr Mo V 51, cette troisième zone n'est pas décelable.



$T=550^{\circ}\text{C}$

$t=2\text{h}$

a/



$T=600^{\circ}\text{C}$

$t=2\text{h}$

b/

Fig (4.3) : Structure de la couche des aciers boronitrurés a) X40CrW51, b) X210CrW12

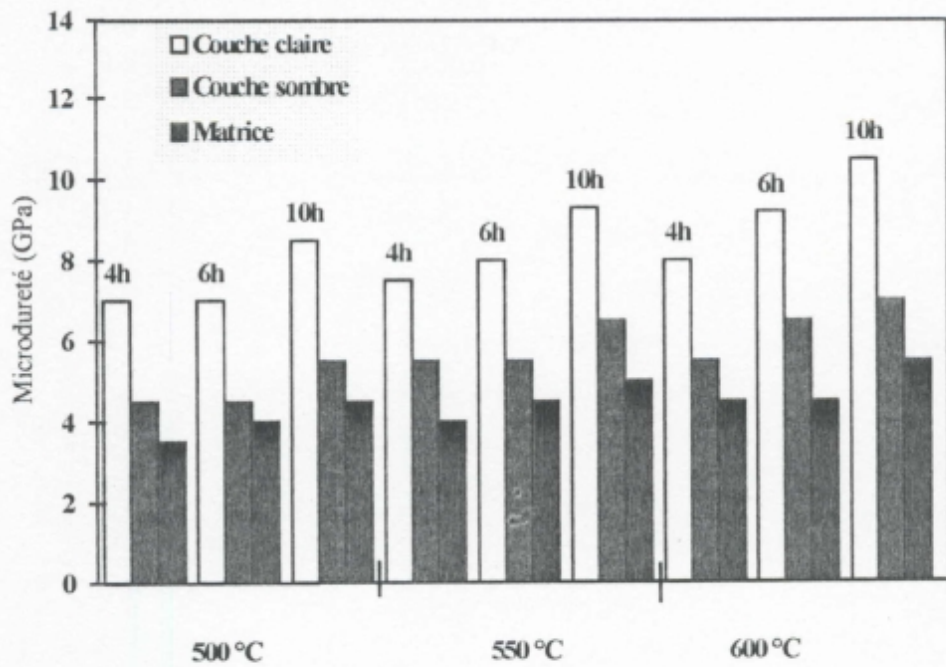


Fig. (4-4) Influence des paramètres de la boronituration sur la microdureté de la couche superficielle de l'acier X32CrM0V33

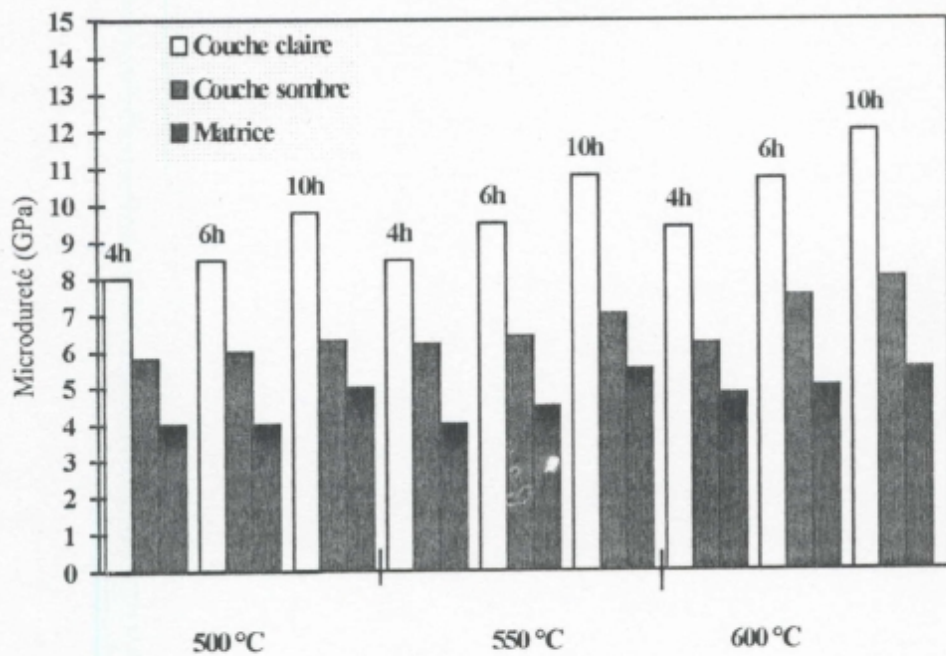


Fig. (4-5) Influence des paramètres de la boronituration sur la microdureté de la couche superficielle de l'acier X40CrM0V51

L'augmentation du temps de maintien à 4 h et 6 h conduit à l'augmentation de l'épaisseur des différentes zones, ainsi à 500°C pour un temps de maintien de 6 h, la zone claire est de 10µm, zone sombre de 115µm, troisième zone de 200µm.

De même l'augmentation de la température à 550°C et 600°C conduit à l'élévation de la vitesse de diffusion, on peut voir selon la figure (4-10) que:

à 500°C, t = 2 h épaisseur de la couche claire + sombre vaut 100µm.

à 550°C, t = 2 h épaisseur de la couche claire + sombre vaut 155µm.

à 600°C, t = 2 h épaisseur de la couche claire + sombre vaut 200µm.

La microdureté maximale des zones (tableau 4-1), varie de 17 GPa pour la zone claire à 10 GPa pour la zone sombre

L'analyse diffractométrique met en évidence les phases ϵ , FeN et Fe₂N. Malgré la faible épaisseur de la couche de diffusion de l'acier rapide, cette couche est de grande dureté en comparaison avec celle formée sur les aciers X 32 Cr Mo V 33 et X 40 Cr Mo V 51, ce qui est lié à la présence du chrome, du molybdène et du tungstène qui rendent difficile la diffusion de l'azote, les carbures qui se dégagent lors du revenu augmentent la dureté de l'acier.

TABLEAU 4-1 - Influence des paramètres de la boronituration sur l'épaisseur et la dureté des zones de la couche de diffusion de l'acier S 6-5-2.

Paramètres de la n	Épaisseur de la zone claire (µm)	Épaisseur de la zone sombre (µm)	Épaisseur de la zone matrice (µm)	Dureté de la zone claire (GPa)	Dureté de la zone sombre (GPa)
500°C - 2 h	6	70	100	13.0	8.2
500°C - 4 h	8	100	160	14.0	8.3
500°C - 6 h	10	115	200	15.3	8.5
550°C - 2 h	8	90	150	15.0	8.5
550°C - 4 h	12	145	270	16.0	9.0
550°C - 6 h	15	180	300	16.5	9.4
600°C - 2 h	10	135	200	15.3	8.7
600°C - 4 h	14	200	290	16.5	9.4
600°C - 6 h	18	230	350	17.0	10.0

Les résultats de l'essai de l'usure après boronituration présentée sur la figure (4-6), montrent que la résistance à l'usure de l'acier S 6-5-2 augmente en 3,5 fois par rapport à celle obtenue après un traitement thermique traditionnel. Et comme dans le cas de l'acier X 40 Cr Mo V 51, l'effet de la résistance à l'usure diminue avec la détérioration de la couche, c'est à dire au fur et mesure qu'on se rapproche de la matrice.

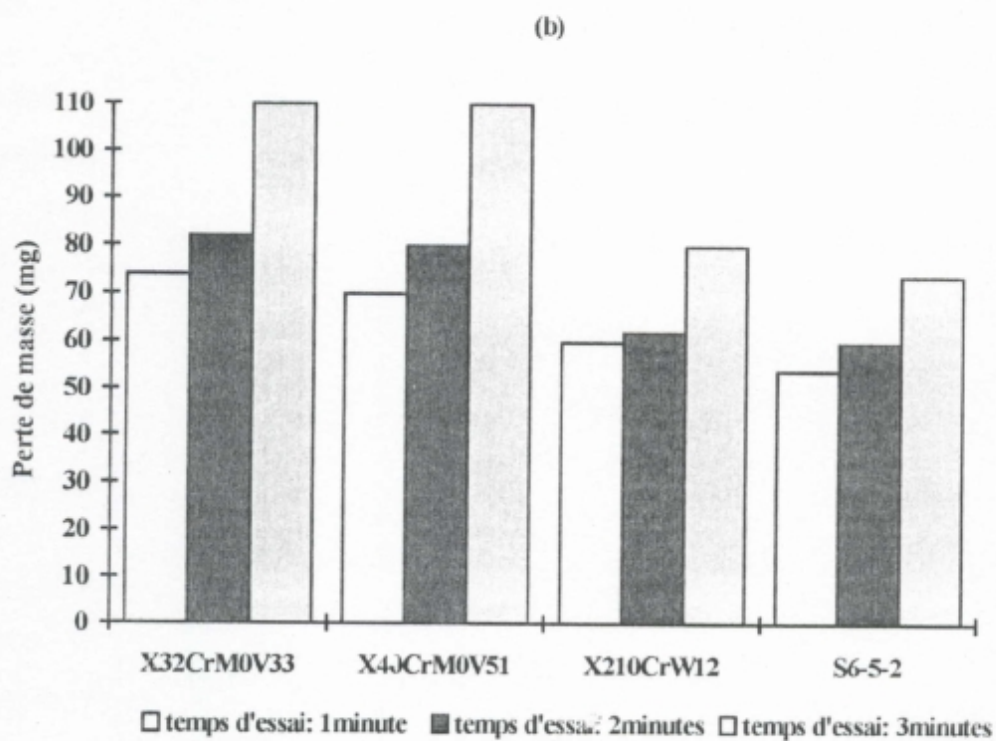
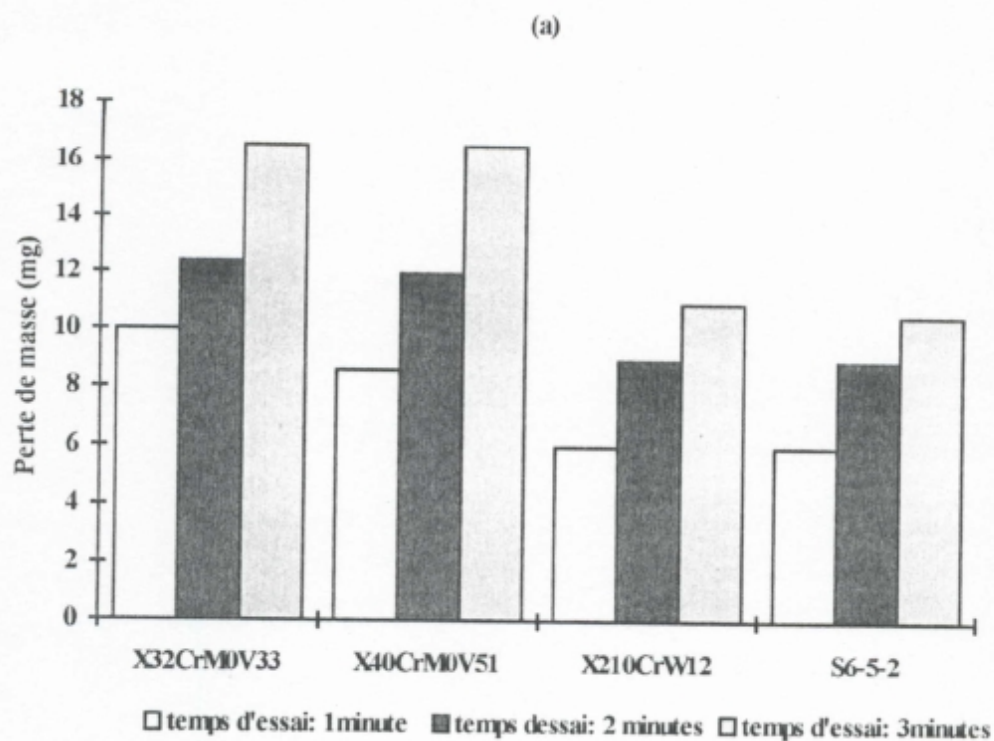


fig (4-6) Résistance à l'usure des aciers traités après:
 a) TTC $T^{\circ}=550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 4\text{ h}$ b) sans TTC

4.5 Structure et caractéristiques de la couche de diffusion de l'acier X 210 Cr W 12

Les résultats reflètent l'influence des paramètres de la boronituration sur l'épaisseur et la dureté de la couche de diffusion obtenue sur des échantillons d'aciers X 210 Cr W 12, sont représentés dans le tableau (4-2), on remarque que la zone claire apparaît à une température de 500°C pour 2 h, l'épaisseur de la couche totale varie de 66µm à 237µm, on remarque aussi que comme les cas précédents, l'augmentation de la température du traitement et le temps de maintien font augmenter l'épaisseur de la couche de diffusion.

L'analyse durométrique dont les résultats sont mentionnés dans la figure (4-11) montre que la microdureté de la zone claire varie de 11 GPa (500°C - 2h) jusqu'à 16,5 GPa (600°C-6h). La microdureté de la zone sombre varie de 6,6 GPa à 11,0 GPa en fonction du temps de maintien et la température. De la figure (4-8) , on voit que la microdureté diminue au fur et à mesure qu'on s'éloigne de la surface.

Après boronituration, à la température de revenu, on peut obtenir une couche de diffusion de 237µm de dureté près de la surface de 17,0 GPa . Ces résultats sont meilleurs que ceux obtenus par nitruration gazeuse d'aciers de même classe à 510°C-520°C pendant 8 h à 12 h, dans ces expériences la couche est de 80µm à 120µm ayant une dureté de 11,0 GPa à 12,0 GPa.

TABLEAU 4-2 -Influence des paramètres de la boronituration sur l'épaisseur et la dureté des zones de la couche de diffusion de l'acier X 210 Cr W 12

Paramètres de la boronituration	Epaisseur de la zone claire(µm)	Epaisseur de la zone sombre (µm)	Epaisseur de la zone matrice (µm)	Dureté de la zone claire (GPa)	Dureté de la zone sombre (GPa)
500°C - 2 h	1	15	50	13.0	8.7
500°C - 4 h	2	20	60	14.0	10.0
500°C - 6 h	4	25	65	15.3	10.0
550°C - 2 h	2	19	60	17.5	8.7
550°C - 4 h	4	30	70	19.0	10.5
550°C - 6 h	5	35	80	19.0	10.5
600°C - 2 h	3	65	75	19.0	10.5
600°C - 4 h	6	70	100	20.0	11.7
600°C - 6 h	7	80	150	21.2	13.7

D'après les résultats trouvés, la résistance à l'usure sur l'acier X 210 Cr W 12 après boronituration, fig (4-6) augmente à peu près en 4 fois par rapport aux échantillons non traités thermochimiquement. D'après cette même figure, la résistance à l'usure n'est pas très inférieure à celle des échantillons d'acier S 6-5-2.

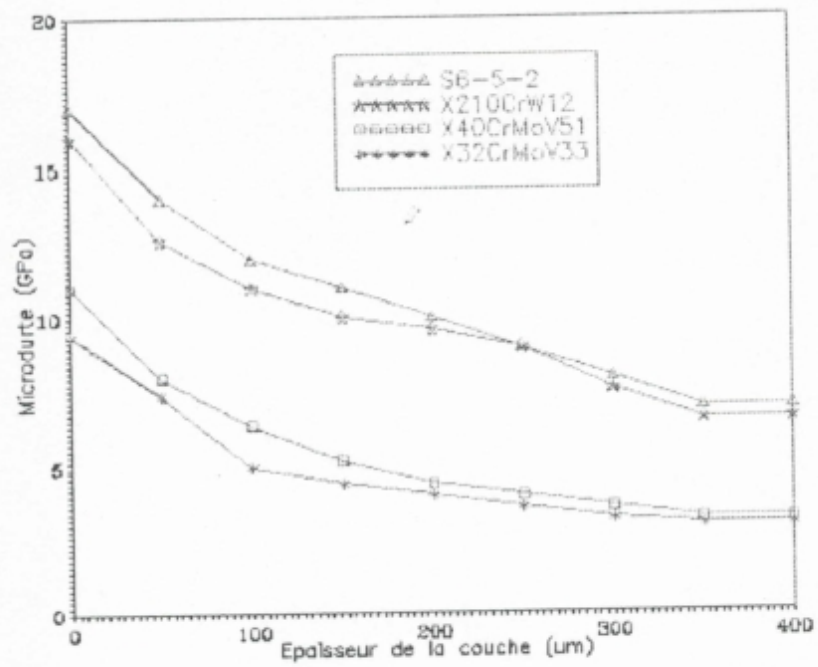


Fig (4-8): Répartition de la microdureté sur la couche de diffusion des aciers traités.

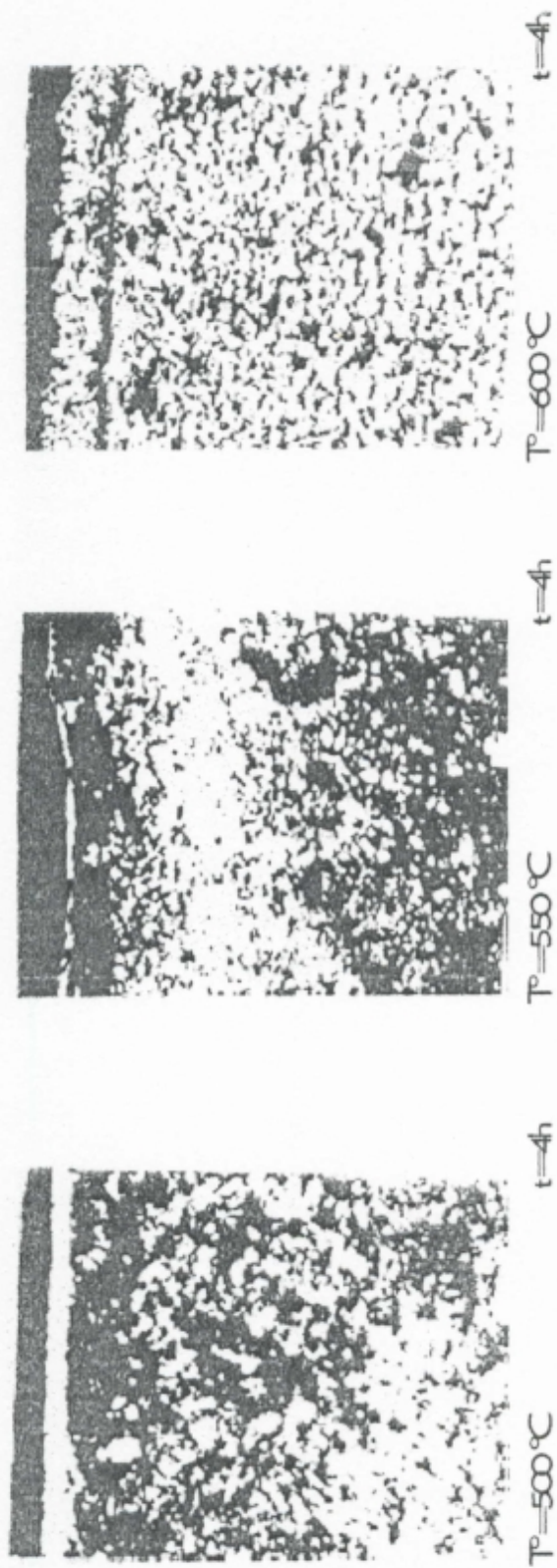


Fig (4.9) : Structure de la couche de diffusion de l'acier S6-5-2 après boronituration.

4.6 Processus technologique du TTC à l'aide d'une pâte.

Le processus technologique de la boronituration à l'aide d'une pâte à la température de revenu des pièces outils dans les conditions réelles, comprend les étapes suivantes (Fig.4-12):

- 1- Préparation de la pièce au traitement;
- 2- préparation de la pâte;
- 3- couverture de la partie à traiter par la pâte;
- 4- chauffage et maintien à la température de revenu.
- 5- refroidissement;
- 6- nettoyage;
- 7- contrôle de la couche boronitrurée.

L'utilisation des traitements thermochimiques à la température de revenu permet de diminuer la perte de l'énergie et le temps du cycle de production de l'outil.

La pâte est étalée sur la surface des pièces des grandes dimensions (fig. 3-25), et les pièces de petites dimensions (Fig.3-26).

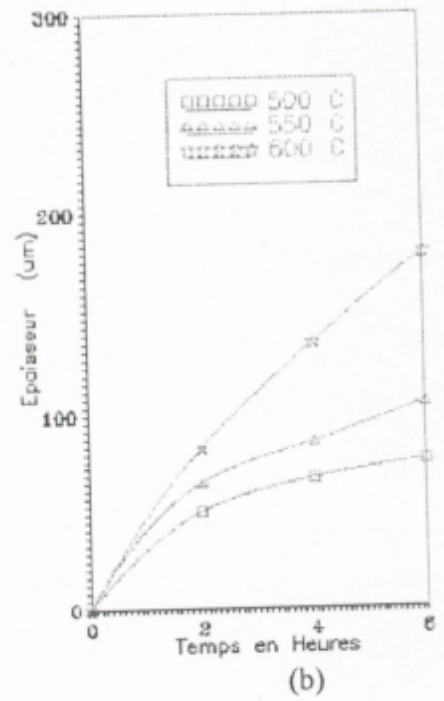
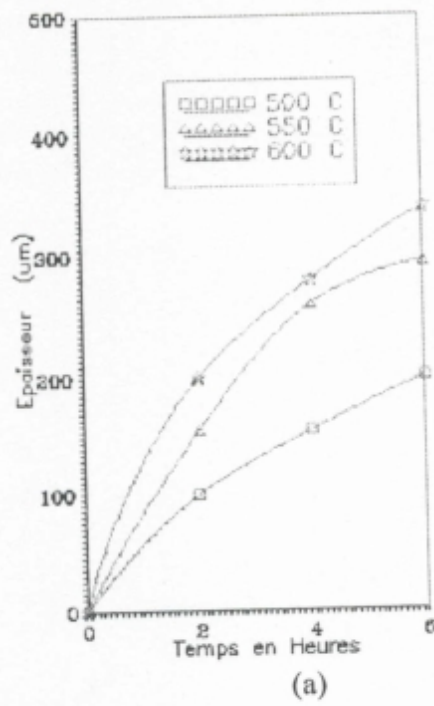


Fig (4-10): Influence des paramètres de la Boronituration sur l'épaisseur de la couche de diffusion des aciers:
 a) S6-5-2 ; b) X210CrW12

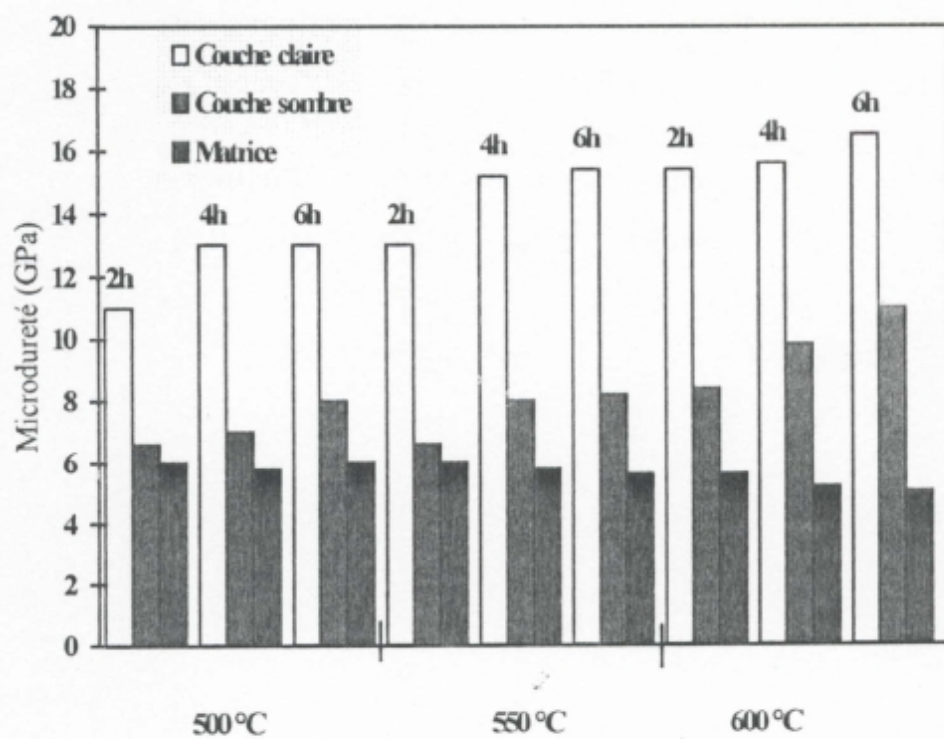
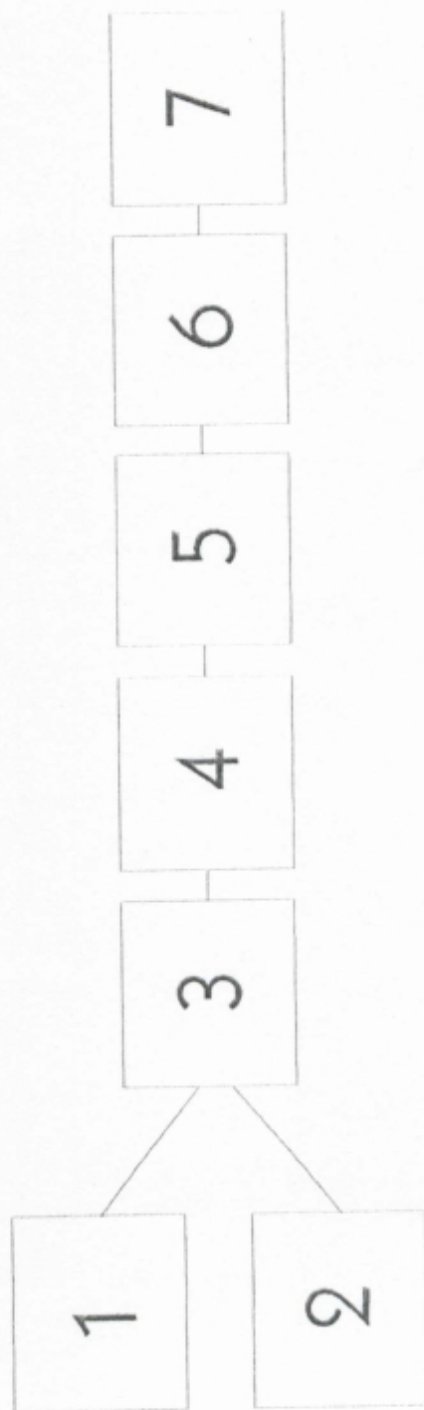


Fig. (4-11) Influence des paramètres de la boronituration sur la microdureté de la couche de diffusion de l'acier X210CrW12



- 1-Preparation de la pièce au traitement.
- 2-Preparation de la pâte
- 3-Couverture de la surface à traiter par la pâte
- 4-Chauffage et maintien à la température de revenu
- 5-Refroidissement
- 7-Nettoyage
- 8-Contrôle de la qualité de la couche boroniturée.

(Fig.4-12)-Schema du processus technologique des traitements thermochimiques à l'aide d'une pâte effectuée à la température de revenu.

4.7 CONCLUSION

1 - A l'aide des calculs thermodynamiques des réactions chimiques, on a analysé les transformations assurant le fonctionnement de la pâte lors de la boronituration à basse température. On a étudié la structure, la composition des phases et quelques caractéristiques des couches de diffusion obtenues sur les aciers X 32 Cr Mo V 33, X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2.

2 - Nos travaux ont montré que la boronituration à 500°C-600°C permet la formation d'une couche de dureté élevée sur les aciers rapides du type S 6-5-2, sur les aciers pour travail à chaud du type X 40 Cr Mo V 51 et les aciers à teneur élevée en chrome du type X 210 Cr W 12, ce ci est lié à la présence du W, Mo et Cr dans ces aciers qui facilitent la formation des phases de haute dureté $M_3(N,B)$ et (N,B) .

3 - Le changement des paramètres température-temps influe d'une façon remarquable sur la structure et donc sur les caractéristiques des couches obtenues.

4 - On a établi que la structure et les caractéristiques de la couche de diffusion ne dépend pas, seulement, du régime du TTC mais, aussi de la composition chimique des aciers traités.

5 - On a établi que la résistance à l'usure des aciers étudiés après boronituration à basse température est nettement supérieure à celle des aciers qui ont subi un traitement thermique traditionnel, ainsi lorsque l'usure attaque la couche de diffusion, la résistance à l'usure pour l'acier X 40 Cr Mo V 51 augmente en 8 fois, S 6-5-2 en 3,5 fois et X 210 Cr W 12 en 4 fois.

CONCLUSION GENERALE

1 - On a établi le caractère de l'influence des paramètres température-temps lors de la boruration, B-Cr, B-Si et boronituration à l'aide d'une pâte sur le phénomène de formation, la structure, proportion de phase et sur les caractéristiques des couches de diffusion obtenues dans les conditions de chauffage à haute température 900°C-1050°C, sur l'acier ordinaire X C 42, faiblement allié 105 W Cr 6, à moyenne teneur en éléments d'alliages, X 40 Cr Mo V 51, X 32 Cr Mo V 33 et sur les aciers fortement alliés X 210 Cr W 12 et S -6-5-2.

2 - On a obtenu des résultats sur la proportion et la dureté des phases FeB - Fe₂B après différents types de TTC (B, B-Cr, B-Si et B-N) sur les aciers X C 42, 105 W Cr 6, X 32 Cr Mo V 33, X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2. Il a été établi que lors des traitements B-Cr et B-Si se forment des couches avec la plus faible proportion de la phase fragile FeB sur les aciers traités.

Les couches B-Cr et B-Si ont une meilleure résistance à l'usure par rapport à celle obtenue après boruration et boronituration.

3 - On a établi que dans les conditions de TTC à la température de revenu (500°C-600°C), parmi les différentes pâtes utilisées, seule la pâte pour boronituration assure la formation d'une couche de diffusion de grande dureté sur les aciers traités, ce ci est due à la formation de phase dispersée Me₃(N,B), Me₂(N,B) et ε .

A l'aide des calculs thermodynamiques des réactions chimiques on a analysé les transformations assurant le fonctionnement de la pâte lors de la boronituration à basse température.

4 - On a étudié le phénomène de formation, la structure, la composition des phases et les caractéristiques des couches de diffusion obtenues sur les aciers X 40 Cr Mo V 51, X 32 Cr Mo V 33, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2. On a obtenu des valeurs concrètes sur la répartition de la dureté dans la couche et la sous-couche et sur la résistance à l'usure pour les différentes conditions des TTC.

5 - On a établi que la résistance à l'usure des échantillons d'aciers X 32 Cr Mo V 33 , X 40 Cr Mo V 51, X 210 Cr W 12 et S 6-5-2, après boronituration, lorsque l'usure se limite à la couche boronitrurée, augmente plus de 3 fois par rapport aux échantillons qui on subi seulement un traitement thermique.

R

EFERENCES

BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- (1) R. LEVEQUE ; " Aciers à outils ", techniques de l'ingénieur, p.M330 a-M332.
- (2) J. BARRALAIS, G. MAEDER; " Précis de métallurgie", ed. Nathan, p.116-118; 1983.
- (3) N. BOUAOUADJA; " Matériaux Tome 1 matériaux métalliques" OPU, p 278-279, 1992.
- (4) I.LAKHTINE; "Métallographie et traitements thermiques des métaux"
4^{ème} ed. Mir - Moscou, p331-336, 1978.
- (5) M. MASSIN; " Traitements thermiques et thermochimiques des outillages en aciers rapides en particulier destinés au découpage et à la mise en forme "
Revue traitements thermiques, N° 207, p 35-38, 1987.
- (6) R. LEVEQUE; " Traitements thermiques des aciers à outils " ,
Techniques de l'ingénieur; p M1135-M1137.
- (7) C. CHAUSSIN, G. HILLY; " Métallurgie tome 1 alliages métalliques "
2^{ème} ed -Dunod; p 158-161; 1976.
- (8) A. COMPA; " Technologie professionnelle générale pour les mécaniciens tome 2 ",
ed. Foucher - Paris, p 162, 1986.
- (9) V. DEAC, D. BRINDASU, A. MUNTEAN; " Nouvelles recherches concernant l'influence de la nitruration ionique sur la durabilité de certains outils de coupe des matériaux métalliques ",
Revue traitements thermiques, N° 212, p 35-40, 1987.
- (10) I. A. GELLER; " Tools steel " ed. Metallurguia, pp 568, 1968.
- (11) L. G. VOROCHNINE; " Boruration des aciers et fontes industriels ",
ed. Minsk, Bielorussie, p 205, 1981 (en russe).

- (12) Z. D. JASTRZEBSKI; " The nature and properties of engineering materials "
3rd ed. J.w & sons Inc . pp 47-48, 1987.
- (13) Y. LAUFFENBURGER; " Introduction à la thermodynamique chimique " ,
OPU, p 52-54, 1983.
- (14) R. BUVET; " Thermodynamique chimique " , Presse universitaire de France, Paris, 1976.
- (15) S. GROMB, J. JOUSSOT-DUBIEN , " Introduction à la thermodynamique chimique " ,
ed. Dunod - Paris, 1969.
- (16) Mv. CITKIVITCH, E.I.BELSKIE; " Traitement thermochimique à l'aide d'une pâte " ,
ed. Ecole supérieure, Minsk, p 156, 1987 (en russe).
- 17) G. V. BORRISINOK, L. A. VACILIEV, L.G. VROCHNINE; " Traitement
thermochimique des métaux et alliages " ,
ed. Metallurgia, p 424, 1981 (en russe).
- (18) L. K. GOUCHINE, V.L.VITCHINKO, E.A. ZAVGARODNI; " Amélioration de la
résistance à l'usure de la fonte par un TTC (B-Cr) après chauffage par induction" ,
Revue TTC des aciers et alliages, p 162-164, 1974 (en russe).
- (19) E.I. BELSKI, Mv. CITKIVITCH, N.S.TRAIMAK; " TTC des aciers de fonderie "
ed. Science et technique, Minsk, p 280, 1982 (en russe).
- (20) E.I. BELSKI, Mv.CITKIVITCH; " TTC des matériaux à outils " ,
ed. Science et technique, Minsk, p 247, 1986 (en russe).

A

NNEXE

Recuit subis par les aciers traités:

105WCr6, X210CrW12, S6-5-2

- Chauffage à 830 °C.
- Refroidissement 40° C par heure jusqu'a 720°C.
- Maintien de 3 heures.
- Refroidissement 50°C par heure jusqu'a 570°C.
- Refroidissement à l'air.

X32CrM₀V33, X40CrM₀V51

- Chauffage à 870 °C.
- Refroidissement 50° C par heure jusqu'a 600°C.
- Refroidissement à l'air.

Tableau N°1: Phases détectées dans l'acier XC42 après boruration

N°	I	d/n	Phase	hKl
1	Moyenne	2.3986	FeB	101
2	Moyenne	2.1909	FeB	111
3	Forte	2.1201	Fe ₂ B	002
4	Moyenne	2.0168	FeB(Fe ₂ B)	200, 021(211)
5	Trés faible	1.8322	Fe ₂ B	112
6	Trés faible	1.6371	Fe ₂ B	202
7	Faible	1.4722	FeB	002
8	Trés faible	1.2358	FeB	122
9	Trés faible	1.2045	Fe ₂ B	123

Tableau N°2: Phases détectées dans l'acier XC42 après un TTC (B-Si)

N°	I	d/n	Phase	hkl
1	Trés faible	3.1621	FeSi	110
2	Trés faible	2.7494	FeB	020
3	Trés forte	2.5559	Fe ₂ B	200
4	Faible	2.3809	FeB	010
5	Faible	2.1866	FeB	111
6	Trés forte	2.1248	Fe ₂ B	200
7	Trés forte	2.0036	Fe ₂ B(FeSi)	211(210)
8	Faible	1.8232	Fe ₂ B(FeSi)	112(211)
9	Faible	1.6326	Fe ₂ B	202
10	Trés faible	1.2746	Fe ₂ B	400
11	Moyenne	1.2045	Fe ₂ B	400
12	Trés faible	1.1924	FeSi	321

Tableau N°03 : Phases détectées dans l'acier X40CrM0V51 après TTC à la température de revenu.

N°	I	d/n	Phase	hKL
1	Moyenne	2.5765	M ₆ C	331
2	Forte	2.3489	ε*	100
3	Forte	2.1921	ε	002
4	Forte	2.1904	M ₃ N	002
5	Forte	2.0641	ε	002
6	Très forte	2.0061	Fe ₃ C	022
7	Moyenne	1.6099	M ₃ N	102
8	Faible	1.4571	M ₂ N	022(112)
9	Faible	1.4223	M ₂ N	130
10	Moyenne	1.3699	M ₃ N	110
11	Moyenne	1.2550	M ₂ N	211
12	Faible	1.0137	M ₆ N	104

*ε = Phase carbonitrurée de structure hexagonale Fe₃₋₂ (N,C)



FABRIQUE DE MACHINES - OUTILS
BERLIKON-FÜHRLE SA, ZÜRICH

105 W Cr 6

WN 1. 2419

Feuille 1 | 3 Feuilles
Edition 1.4.1976

Acier à outils pour le travail à froid

2	Forme de livraison: Barres laminées à chaud ou forgées			
3	Norme	Désignation	Norme	Désignation
4	DIN		BS	
5	VSM		UNI	≈ U 100 W Cr
6	ISO		AISI	
7	EURO 96 BI 3	105 W Cr 1	Uddenholm	UHB Arne
8	AFNOR	105 W Cr 13	Gost	Ch WG
9	ancienne désignation:			
10	C %	1,00-1,10	Cr %	0,90-1,10
11	Si %	0,15-0,30	Ni %	
12	Mn %	0,80-1,10	Mo %	
13	P %	≤ 0,030	V %	
14	S %	≤ 0,030	W %	1,00-1,30
15	impuretés admissibles:			
16	Genre de fusion: E			
17	Module d'élasticité E	kp/mm ²	21 000	
18	Mod. de glissement	kp/mm ²	8 100	
19	Coeffic. de dilatation α	10 ⁻⁶ m/m°C		
20	Poids spécifique γ	kg/dm ³	7,85	
21	Usinage tranchant			
22	Aptitude au formage			
23	Résistance à la corrosion			
24	Traitement de surface			
25	Souder			
26	Additif de soudage			
27	Traitement thermique			
28	Caractéristiques particulières			
29	Emplois Poinçons de réduction, butées, plots de pression simples, poussoirs, éjecteurs			
30	Remarques: Utiliser jusqu'à Ø 60 (trempe à coeur). Pour les plus grandes pièces			
31	prendre X100CrMoV5 WN 1.2363			
32				
33	1) Dureté d'utilisation Rc 60-62			
34				
35	Il est demandé: Le certificat d'essais B(DIN 50 049, 3.1) Sauf instructions particulières dans la commande, les essais prescrits doivent être exécutés par un service de vérification indépendant du département de production du fabricant			
39	1	Bonne aptitude	3	aptitude limitée
40	2	apte à	4	impropre
			5	Traitement subséquent
			6	voir remarques garanti
	DEPARTEMENT IPO		Date d'établissement	Visé par:
			1.4.76	<i>[Signature]</i>
			Remplace par:	Remplacement pour:



FABRIQUE DE MACHINES-OUTILS
DERLIKON-BUHRLE SA, ZÜRICH

SPECIFICATION DE MATIERE

X 32 Cr Mo V 33

WN 1. 2365

Feuille 1 | 3 Feuilles
Edition 1.4, 1976

1	Groupe acier: Acier à outils pour le travail à chaud			
2	Forme de livraison: Barres laminées à chaud ou forgées			
3	Norme	Désignation	Norme	Désignation
4	DIN		BS	
5	VSM		UNI	
6	ISO		AISI	
7	EURO 96 BI 4	30 Cr Mo V 3		
8	AFNOR			
9	ancienne désignation:			
10	C %	0,28-0,35	Cr %	2,70-3,20
11	Si %	0,20-0,40	Ni %	
12	Mn %	0,20-0,40	Mo %	2,60-3,0
13	P %	0,030	V %	0,40-0,70
14	S %	0,030	W %	
15	impuretés admissibles:			
16	Genre de fusion: E			
17	Module d'élasticité E	kp/mm ²	21 000	
18	Mod. de glissement G	kp/mm ²	8 100	
19	Coeff. de dilatation α	10 ⁻⁶ m/m°C		
20	Poids spécifique γ	kg/dm ³	7,85	
21	Usinage tranchant			
22	Aptitude au formage			
23	Résistance à la corrosion			
24	Traitement de surface			
25	Souder			
26	Additif de soudage			
27	Traitement thermique	Voir feuille 3		
28	Caractéristiques particulières			
29	Emplois	Supports de secteurs, supports de poinçon, outils pour le pressage à chaud, bagues de contraction.		
30	Remarques:			
31				
32				
33				
34				
35	Il est demandé: Le certificat d'essais B (DIN 50 049. 3.1) Sauf instructions particulières dans la commande, les essais prescrits doivent être exécutés par un service de vérification indépendant du département de production du fabricant.			
39	1 bonne aptitude	3 aptitude limitée	5 Traitement subséquent	+ voir remarques
40	2 apte à	4 impropre	6	* garanti
DEPARTEMENT IPO		Date d'établissement 1.4.76	Visé par: <i>[Signature]</i>	Remplacé par: Remplacement pour:

MÉTAUX FER

X 32 Cr Mo V 33

WN 1.2365

Feuille 2 3 feuilles

41	NUMERO DE LA MATIERE	WN 1.2365-02					
42	Etat de la matière	Recuit doux G		Trempe			
43	Etat de surface						
44	Dimensions en mm						
45	Sens de l'éprouvette		en long	en travers	en long	en travers	en long
46	Limite d'élasticité σ_S	kp/mm ²					
47	Résist. à la traction σ_B	kp/mm ²					
48	Allongement à δ_5	%					
49	la rupture δ	%					
50	Striction ψ	%					
51	Résilience ISO-V	kp/cm ²					
52	α_k VSM/DVM	kp/cm ²					
53	à°C						
54	Ténacité à la rupt. K _{1c}	kp/mm ^{3/2}					
55							
56	Dureté de HB/30	kp/mm ²			175		
57	surface HR						
58	Dureté à HB/30	kp/mm ²	≤ 230				
59	coeur HR						
60							
61							
62							
63	NUMERO DE LA MATIERE						
64	Etat de la matière						
65	Etat de surface						
66	Dimensions en mm						
67	Sens de l'éprouvette		en long	en travers	en long	en travers	en long
68	Limite d'élasticité σ_S	kp/mm ²					
69	Résist. à la traction σ_B	kp/mm ²					
70	Allongement à δ_5	%					
71	la rupture δ	%					
72	Striction ψ	%					
73	Résilience ISO-V	kp/cm ²					
74	α_k VSM/DVM	kp/cm ²					
75	à°C						
76	Ténacité à la rupt. K _{1c}	kp/mm ^{3/2}					
77							
78	Dureté de HB/HV	kp/mm ²					
79	surface HR						
80	Dureté à HB/HV	kp/mm ²					
81	coeur HR						
82							
83							
84							

WA 482

X 32 Cr Mo V 33

WN 1.2365

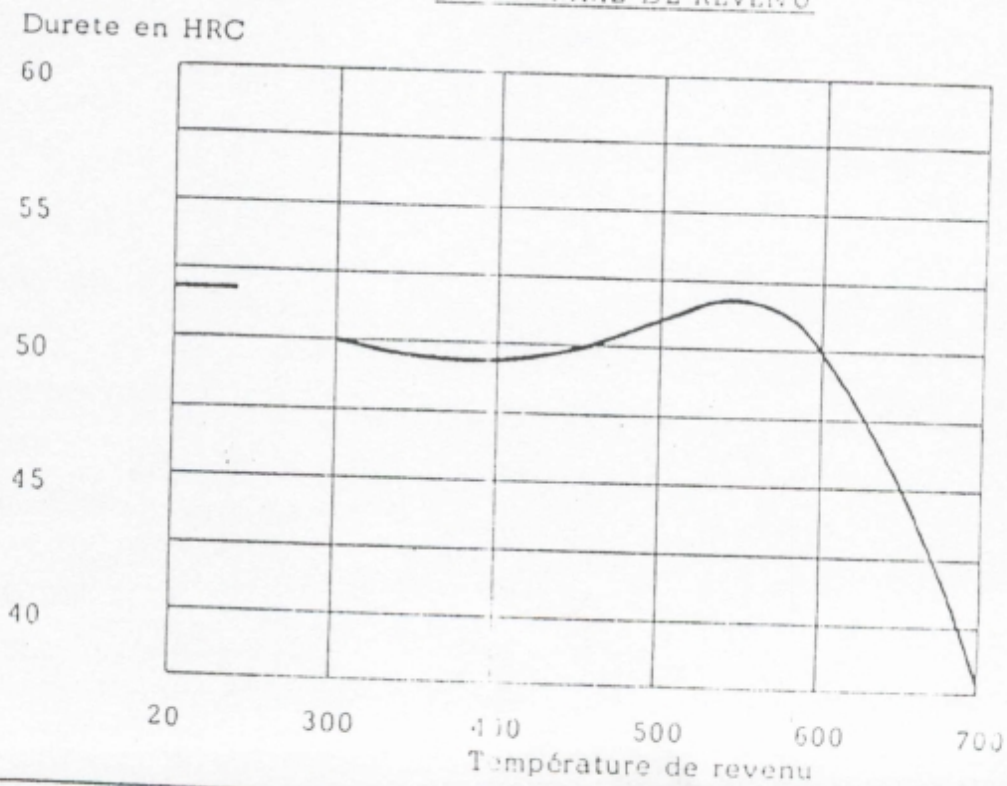
Feuille 3 3 Feuilles

Genre de traitement +	Températures	Tempér. recommand. °C	Refroidissement et Dimensions
Forgeage Recuit doux Trempe	1050 - 900 760 - 780 1020 - 1050		à l'huile, l'air ou au bain chaud (500°C)
Revenu Recuit de recristallisation Recuit de perlitisation	1 500 - 670		

1	Voir diagramme de revenu
2	
3	
4	
5	
6	
7	
8	
9	
10	
11	
12	
13	
14	
15	

Remarques:

DIAGRAMME DE REVENU



METAUX FERREUX



FABRIQUE DE MACHINES-OUTILS
DERLIKON-BUHRLE SA, ZURICH

SPECIFICATION DE MATIERE

X 40 Cr Mo V 5 1

WN 1.2344

Feuille 1 3 Feuilles
Edition 14. 10. 76

1	Groupe acier: Acier à outils			
2	Forme de livraison:			
3	Norme	Désignation	Norme	Désignation
4	DIN	x 40 Cr Mo V 51	BS	BH 13
5	VSM		UNI	UX 35 CrMo V 05 KU
6	ISO		AISI 521	H 13
7	EURO		SIS	2242
8	AFNOR			
9	ancienne désignation:			
10	C %	0,37-0,42	Cr %	5,0-5,5
11	Si %	0,90-1,20	Ni %	
12	Mn %	0,30-0,50	Mo %	1,20-1,50
13	P %	≤ 0,03	V %	0,90-1,10
14	S %	≤ 0,03	W %	
15	impuretés admissibles:			
16	Genre de fusion: E			
17	Module d'élasticité E	kp/mm ²	21 000	
18	Mod. de glissement G	kp/mm ²	8 100	
19	Coeffic. de dilatation α	10 ⁻⁶ m/m°C		
20	Poids spécifique γ	kg/dm ³	7,85	
21	Usinage tranchant			
22	Aptitude au formage			
23	Résistance à la corrosion			
24	Traitement de surface			
25	Souder			
26	Additif de soudage			
27	Traitement thermique Voir feuille 3			
28	Caractéristiques particulières			
29	Emplois Matrices et poinçons pour l'estampage à chaud			
30	Remarques:			
31				
32				
33				
34				
35	Il est demandé: Le certificat d'essais B (DIN 50 049. 3.1) Sauf instructions particulières dans la commande, les essais prescrits doivent être exécutés par un service de vérification indépendant du département de production du fabricant.			
39	1	bonne aptitude	3	aptitude limitée
40	2	apte à	4	impropre
			5	Traitement subséquent
			6	voir remarques
				* garanti
	DEPARTEMENT IPO		Date d'établissement 14.10.76	Visé par: <i>7/0</i>
			Remplacé par:	Remplacement pour:

WA 467 396

METAUX FERREUX

X 40 Cr Mo V 5 1

WN 1. 2344

Feuille 2 3 Feuilles

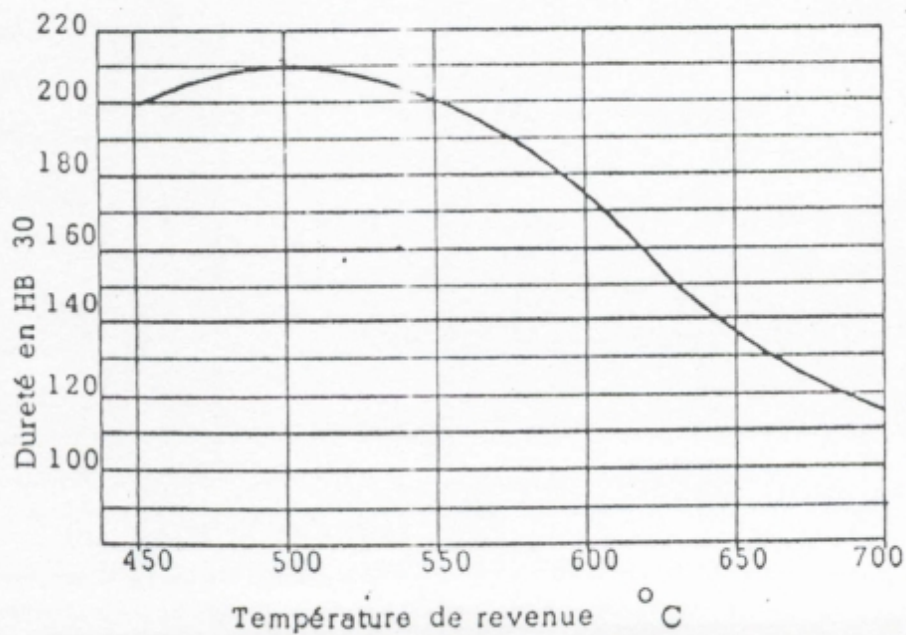
41	NUMERO DE LA MATIERE		WN 1.2344.02					
42	Etat de la matière		Recuit doux G					
43	Etat de surface							
44	Dimensions en mm							
45	Sens de l'éprouvette		en long	en travers	en long	en travers	en long	en travers
46	Limite d'élasticité σ_S	kp/mm ²						
47	Résist. à la traction σ_B	kp/mm ²						
48	Allongement à δ_5	%						
49	la rupture δ	%						
50	Striction ψ	%						
51	Résilience ISO-V	kpm/cm ²						
52	α_k VSM/DVM	kpm/cm ²						
53	à°C							
54	Ténacité à la rupt. K Ic	kp/mm ^{3/2}						
55								
56	Dureté de surface HB 30	kp/mm ²						
57	HR							
58	Dureté à coeur HB 30	kp/mm ²	\leq	235				
59	HR							
60								
61								
62								
63	NUMERO DE LA MATIERE							
64	Etat de la matière							
65	Etat de surface							
66	Dimensions en mm							
67	Sens de l'éprouvette		en long	en travers	en long	en travers	en long	en travers
68	Limite d'élasticité σ_S	kp/mm ²						
69	Résist. à la traction σ_B	kp/mm ²						
70	Allongement à δ_5	%						
71	la rupture δ	%						
72	Striction ψ	%						
73	Résilience ISO-V	kpm/cm ²						
74	α_k VSM/DVM	kpm/cm ²						
75	à°C							
76	Ténacité à la rupt. K Ic	kp/mm ^{3/2}						
77								
78	Dureté de surface HB/HV	kp/mm ²						
79	HR							
80	Dureté à coeur HB/HV	kp/mm ²						
81	HR							
82								
83								
84								

X 40 Cr Mo V 5 1		WN 1.2344		
		Feuille 3	3 Feuilles	
Genre de traitement +		Températures	Tempér. recommand. °C	Refroidissement et Dimensions
Forgeage		1100 - 900		à l'huile, l'air ou au bain chaud (500° C)
Recuit doux		750 - 780		
Trempe	2	1020 - 1060		
Revenue	1	550 - 650		
Recuit de recristallisation Recuit de perlitisation				

1	Voir diagramme de revenu
2	Dureté de travail = 120 - 180 kp/mm ² HB 30
3	
4	
5	
6	
7	
8	
9	
10	
11	
12	
13	
14	
15	

Remarques:

DIAGRAMME DE REVENUE





FABRIQUE DE MACHINES OUTILS
OERLIKON-BUHRLE SA, ZURICH

SPECIFICATION DE MATIERE

X 210 Cr W 12

WN 1. 2436

Feuille 1 de 4 Feuilles
Edition 1,4.1976

1	Groupe acier:		Acier pour l'usinage à froid, fortement allié			
2	Forme de livraison:		Barres laminées à chaud pou forgées			
3	Norme		Désignation		Norme	
4	DIN SEW 200-69		X210 CrW 12		BS	
5	VSM				UNI	
6	ISO				AISI 433	
7	EURO				D 6	
8	AFNOR 2234		≈ Z200 CD 12		SIS	
9	ancienne désignation:		2312			
10	C	%	2,00-2,25	Cr	%	11,0-12,0
11	Si	%	0,25-0,40	Ni	%	
12	Mn	%	0,20-0,40	Mo	%	
13	P	%	≦ 0,035	V	%	
14	S	%	≦ 0,035	W	%	0,60-0,80
15	impuretés admissibles:					
16	Genre de fusion: E					
17	Module d'élasticité E	kp/mm ²	21'000			
18	Mod. de glissement B	kp/mm ²	8'100			
19	Coeff. de dilatation α	10 ⁻⁶ m/m ⁰ C	9,7 de 20 à 100° C			
20	Poids spécifique γ	kg/dm ³	7,85			
21	Usinage tranchant	2				
22	Aptitude au formage	à froid: 4 à chaud: 2				
23	Résistance à la corrosion					
24	Traitement de surface					
25	Souder	4				
26	Additif de soudage					
27	Traitement thermique					
28	Caractéristiques particulières	Bonne résistance à l'usure, bonne tenue de coupe, bonne stabilité dimensionnelle				
29	Emplois	Supports de poinçon, plots de pression, douilles d'ébarbage, guides d'éjecteurs, guides de tige, douille de cisaillement, douilles de pression, refouleurs				
30	Remarques:					
31						
32						
33						
34						
35	Il est demandé: Le certificat d'essais B (DIN 50 049, 4.1) Sauf instructions particulières dans la commande, les essais prescrits doivent être exécutés par un service de vérification indépendant du département de production du fabricant.					
39	1	bonne aptitude	3	aptitude limitée	5	Traitement subséquent
40	2	apte à	4	improprie	6	voir remarques garanti
DEPARTEMENT IPO		Date d'établissement	Visé par:	Remplacé par:	Ren placement pour:	
		1.4.76	<i>[Signature]</i>			

X 210 Cr W 12

WN 1.2436

Feuille 2 4 Feuilles

41	NUMERO DE LA MATIERE		WN 1.2436-02					
42	Etat de la matière		Laminé à chaud ou forgé, recuit doux		G		Trempe et revenu	
43	Etat de surface							
44	Dimensions en mm							
45	Sens de l'éprouvette		en long	en travers	en long	en travers	en long	en travers
46	Limite d'élasticité σ_S		kp/mm ²					
47	Résist. à la traction σ_B		kp/mm ²		70-80			
48	Allongement à δ_5		%					
49	la rupture δ		%					
50	Striction ψ		%					
51	Résilience ISO-V		kpm/cm ²					
52	α_k VSM/DVM		kpm/cm ²					
53	à°C							
54	Ténacité à la rupt. K _{1c}		kp/mm ^{3/2}					
55								
56	Dureté de HB/HV		kp/mm ²					
57	surface HR C				63 - 65			
58	Dureté à HB		kp/mm ²		≅ 250			
59	cœur HR							
60								
61								
62								
63	NUMERO DE LA MATIERE							
64	Etat de la matière							
65	Etat de surface							
66	Dimensions en mm							
67	Sens de l'éprouvette		en long	en travers	en long	en travers	en long	en travers
68	Limite d'élasticité σ_S		kp/mm ²					
69	Résist. à la traction σ_B		kp/mm ²					
70	Allongement à δ_5		%					
71	la rupture δ		%					
72	Striction ψ		%					
73	Résilience ISO-V		kpm/cm ²					
74	α_k VSM/DVM		kpm/cm ²					
75	à°C							
76	Ténacité à la rupt. K _{1c}		kp/mm ^{3/2}					
77								
78	Dureté de HB/HV		kp/mm ²					
79	surface HR							
80	Dureté à HB/HV		kp/mm ²					
81	cœur HR							
82								
83								
84								

X 210 Cr W 12

WN 1.243c

Feuille 3 4 Feuilles

Genre de traitement +	Températures	Tempér. recommand. °C	Refroidissement et Dimensions
Forgeage	1050 - 850		
Recuit doux	800 - 850		
Trempe	920 - 980	4	au four à l'air, à l'eau, au bain chaud (jusqu'à 450°C)
Revenu	180 - 200	6	à l'air
Recuit pr élimination des tensions	650		au four
Recuit de recristallisation			
Recuit de perlitisaion			

- 1 Refroidissement au four à 600°C (env. 10° par heure), après 600° env. 50° par
- 2 heure jusqu'à 200°
- 3 Temps d'arrêt 20mn à Ø 20mm, chaque 10mm 10 à 15mn de plus
- 4 Petites sections, formes compliquées et trempe à l'huile ou à l'eau 920-950°C
- 5 Grandes sections, formes simples et refroid. à l'air 950-980°C
- 6 Faire revenir aussi vite que possible, voir diagramme de revenu
- 7 Refroidissement au four jusqu'à 200°C au min.
- 8
- 9
- 10
- 11
- 12
- 13
- 14
- 15

Remarques:

DIAGRAMME DE TREMPABILITE

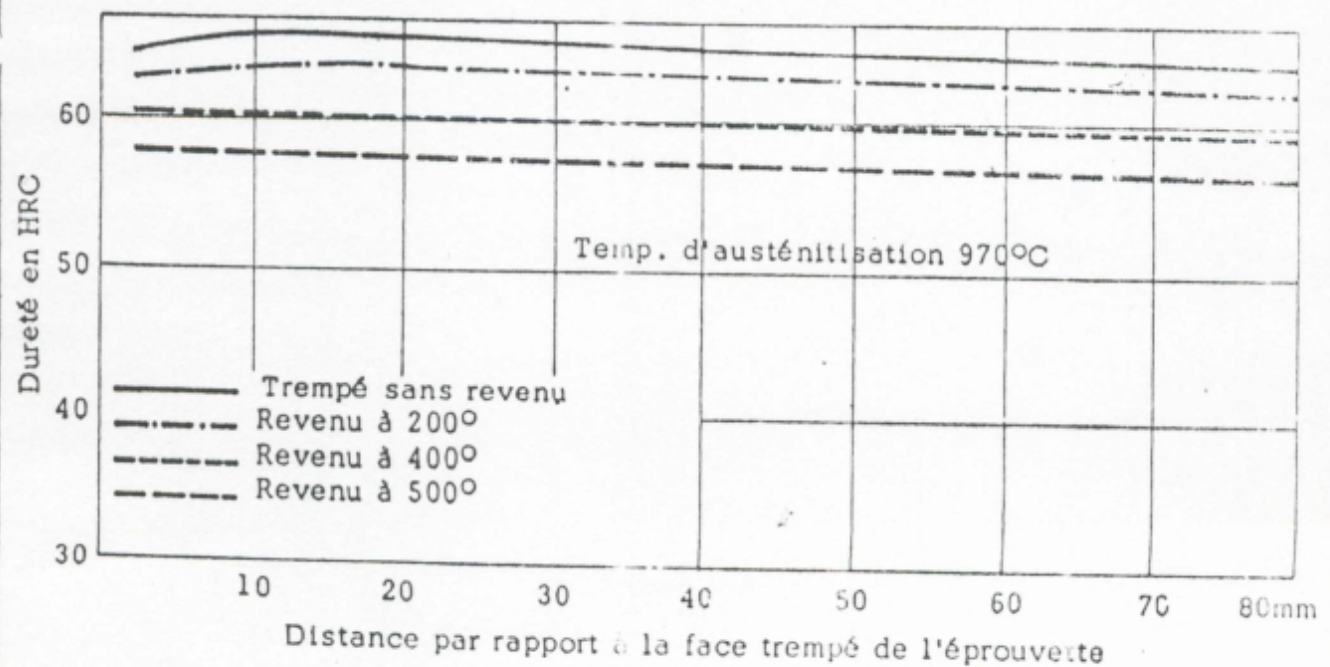
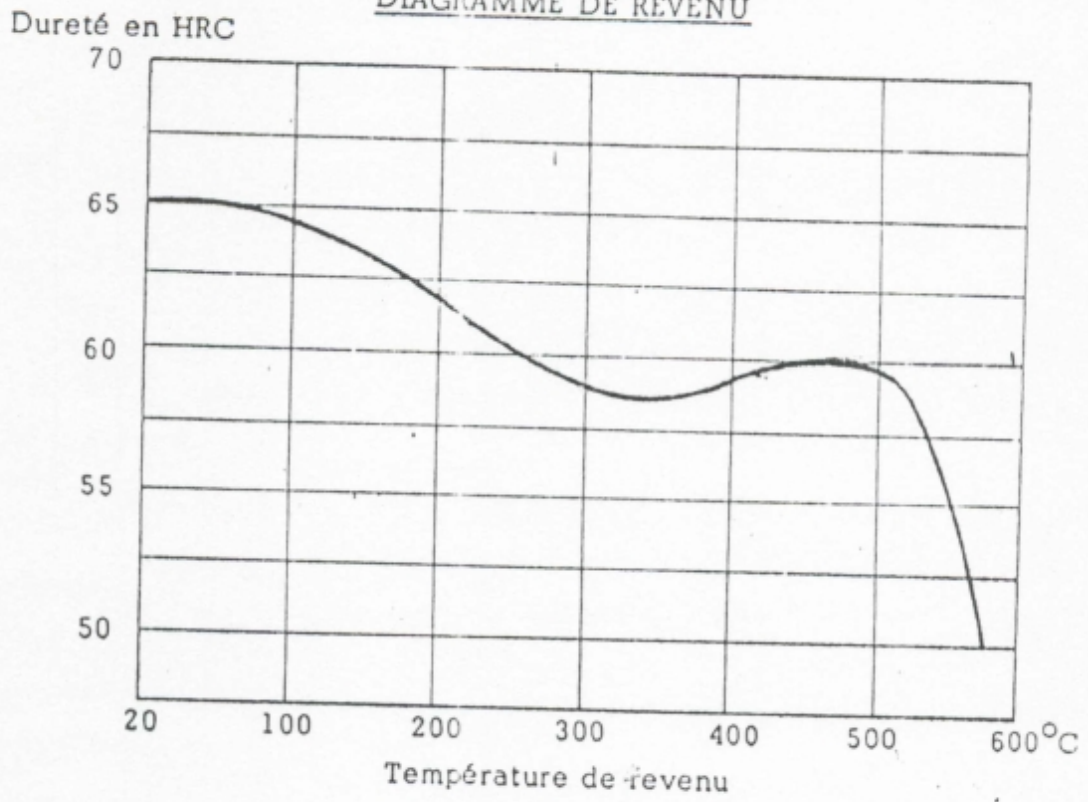


DIAGRAMME DE REVENU



M. LAUREN



FABRIQUE DE MACHINES - OUTILS
DERLIKON - BÜHLE SA, ZÜRICH

SPÉCIFICATION DE MATIÈRE

S 6 - 5 - 2

WN 1. 3343

Feuille 1 3 Feuilles
Edition 19, 9, 80

1	Groupe acier:		Acier rapide	
2	Forme de livraison:		Barres	
3	Norme	Désignation	Norme	Désignation
4	DIN 0017 350		BS	
5	VSM		UNI	
6	ISO DIS 4957/HS6-5-3		AISI	
7	EURO 96 BI 5	HS 6-5-2		
8	AFNOR			
9	ancienne désignation:			
10	C %	0,86-0,94	Cr %	3,8-4,5
11	Si %	≦ 0,45	Ni %	
12	Mn %	≦ 0,40	Mo %	4,7-5,2
13	P %	≦ 0,030	V %	1,7-2,0
14	S %	≦ 0,030	W %	6,0-6,7
15	impuretés admissibles:			
16	Genre de fusion: E			
17	Module d'élasticité E	kp/mm ²	21 000	
18	Mod. de glissement G	kp/mm ²	8 100	
19	Coeff. de dilatation α	10 ⁻⁶ m/m°C	~ 10	(de 20 à 100°C)
20	Poids spécifique γ	kg/dm ³	8,1	
21	Usinage tranchant	2		
22	Aptitude au formage	à froid:	4	
		à chaud:	3	
23	Résistance à la corrosion			
24	Traitement de surface			
25	Souder	4		
26	Additif de soudage			
27	Traitement thermique			
28	Caractéristiques particulières			
29	Emplois	Électeurs de presses à boulons, et outils à enlèvement de copeaux		
30	Remarques:			
31				
32				
33				
34				
35	Il est demandé: Le certificat d'essais B (DIN 50 049, 3,1) Sauf instructions particulières dans la commande, les essais prescrits doivent être exécutés par un service de vérification indépendant du département de production du fabricant.			
39	1	bonne aptitude	3	aptitude limitée
40	2	apte à	4	impropre
	5	Traitement subséquent	+	voir remarques
	6		*	garanti
	DEPARTEMENT IPO		Date d'établissement	Visé par:
			1.4.1976	Remplacé par:
				Remplacement pour:

S 6 - 5 - 2		WN 1.3343						
		Feuille 2		3 Feuilles				
41	NUMERO DE LA MATIERE	WN 1.3343-02						
42	Etat de la matière	Laminé à chaud ou forgé recuit doux G		Trempe et Revenu				
43	Etat de surface							
44	Dimensions en mm							
45	Sens de l'éprouvette		en long	en travers	en long	en travers	en long	en travers
46	Limite d'élasticité σ_S	kp/mm ²						
47	Résist. à la traction σ_B	kp/mm ²	75-96					
48	Allongement à	δ_5	%					
49	la rupture	δ	%					
50	Striction	ψ	%					
51	Résilience ISO-V	kp/cm ²						
52	α_k VSM/DVM	kp/cm ²						
53	à°C							
54	Ténacité à la rupt. K _{1c}	kp/mm ^{3/2}						
55								
56	Dureté de	HB/HV	kp/mm ²					
57	surface	HRC						
58	Dureté à	HB/	kp/mm ²	225 - 280	64			
59	coeur	HR						
60								
61								
62								
63	NUMERO DE LA MATIERE							
64	Etat de la matière							
65	Etat de surface							
66	Dimensions en mm							
67	Sens de l'éprouvette		en long	en travers	en long	en travers	en long	en travers
68	Limite d'élasticité σ_S	kp/mm ²						
69	Résist. à la traction σ_B	kp/mm ²						
70	Allongement à	δ_5	%					
71	la rupture	δ	%					
72	Striction	ψ	%					
73	Résilience ISO-V	kp/cm ²						
74	α_k VSM/DVM	kp/cm ²						
75	à°C							
76	Ténacité à la rupt. K _{1c}	kp/mm ^{3/2}						
77								
78	Dureté de	HB/HV	kp/mm ²					
79	surface	HR						
80	Dureté à	HB/HV	kp/mm ²					
81	coeur	HR						
82								
83								
84								

MÉTAUX FERREUX

S 6 - 5 - 2

WN 1.3343

Feuille 3

3 Feuilles

Genre de traitement +	Températures	Tempér. recommand. °C	Refroidissement et Dimensions
Forgeage	1100 - 900		1 2
Recuit doux	790 - 820		
Trempe	4 1200 - 1240	3	au bain chaud (550°), à l'air
Revenu	540 - 560		
Recuit de détente	4 650		
Recuit de recristallisation			
Recuit de perlitisation			

- 1 Refroidir lentement au four ou aux cendres
- 2 Refroidir lentement au four jusqu'à 600°C
- 3 Chauffer en étapes de 450-600°, 850°, 1050°
- 4 Après usinage détendre pendant 1 heure avant la trempe
- 5
- 6
- 7
- 8
- 9
- 10
- 11
- 12
- 13
- 14
- 15

Remarques: Pour la trempe des outils de pressage (étampe, poinçon etc.) il est recommandé de suivre le traitement suivant:

- 1) Température de trempe: 1150°C - 1200°C (Recomm. 1180 °C)
- 2) Refroidissement à l'huile
- 3) -1er revenu à 540° - 560°C
= essais de dureté
- 2ème revenu Si la dureté est atteinte on répète le traitement à la même température ou quelque degrés de plus pour diminuer la dureté.
- 3ème revenu à 30° - 50° au dessous la température de trempe.

Si après le traitement de revenu on rectifie de nouveau les outils, il faudrait faire un quatrième revenu à une température de 30° à 50°C au dessous du 3ème revenu.

Temps d'immersion dans	∅ 2	180"
bain de sel	∅ 2 - 20 mm	180" + 20"/mm
Temps de trempe 1180 °C	∅ 20 - 70 mm	180" + 10"/mm
	∅ 70 - 120 mm	180" + 6"/mm