

République Algérienne Démocratique et populaire
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

Département de Métallurgie



المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
Ecole Nationale Polytechnique

المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Projet de Fin d'Etudes

Pour l'obtention du diplôme d'Ingénieur d'Etat en Métallurgie

Thème

Etude des effets d'un cyclage thermique sur la
structure et la résistance mécanique de l'acier à
outils Z38CDV5

Proposé et dirigé par :

M. K.ABADLI

Réalisé et fait par :

M. A.BENADJAUD

Promotion 2001/2002

E.N.P 10, avenue Hassen BADI EL6HARRACH, ALGER.



REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé au laboratoire de métallurgie de l'Ecole Nationale Polytechnique (ENP), sous la direction de Monsieur K.ABADLI que je remercie vivement pour son aide précieuse, ses conseils éclairés et sa disponibilité permanente durant mon projet.

Mes remerciements à Messieurs E. SALHI, Président du jury, M.E. DJEGHLAL et M. BOUABDALLAH, membres du jury, pour l'honneur qu'ils me font de juger ce travail.

Je remercie du fond du cœur mon voisin Monsieur K. TEHARI, pour son aide précieuse, en mettant à ma disposition son atelier de tournage-fraisage pour l'usinage des éprouvettes.

Je tiens à remercier également :

- Monsieur BRITAH de l'Ecole Militaire Polytechnique (EMP), pour son aide gracieuse dans la partie expérimentale.
- Monsieur ZERABIB et ZANOUTEN de l'Unité Fonderie de Rouiba (UFR), pour m'avoir facilité l'accès à cette dernière, afin d'y effectuer les essais mécaniques.
- Mademoiselle ALLILI et ses collègues du laboratoire de solutions solides de l'USTHB, pour m'avoir permis d'utiliser le microscope optique.
- Messieurs KHELIL, Rachid et Kader, pour m'avoir accueilli chaleureusement dans le laboratoire de contrôle technique d'ANABIB, pour les essais de dureté.
- Le personnel de la bibliothèque de l'ENP : Krimo, Toufik, Kamel, Djamel et Nawel.

Mes remerciements vont également à mes amis, trop nombreux pour les citer tous, sans oublier Kathy pour son soutien moral et ses conseils avisés, ainsi qu'à tous ceux qui ont contribué, de près ou de loin, à la réalisation de ce travail.

Etude des effets de la fatigue thermique sur la structure et la résistance mécanique d'un acier à outils Z38CDV5.

Résumé :

L'objectif de notre étude consiste à étudier la tenue des aciers alliés aux Chrome, Molybdène et Vanadium avec principalement 12% de Cr, en fatigue thermique. En effet, ces aciers se distinguent par leurs très bonnes caractéristiques à chaud (indéformabilité, résistance et dureté à chaud).

Pour cela, nous avons réalisé un dispositif expérimental qui assure le chauffage et le refroidissement, nous permettant ainsi de soumettre des échantillons de l'acier Z38CDV5 aux cyclages thermiques.

A l'aide des essais de techniques de caractérisation, nous avons pu suivre le comportement microstructural et mécanique de l'acier étudié en fatigue thermique dans des conditions opératoires bien déterminées.

Mots clés : contrainte thermique, fatigue thermique, carbures, contrainte résiduelle, acier à outil, acier au Cr-Mo-V (Z38CDV5).

Abstract :

Our interest in this work, is to study thermal fatigue resistance of Chromium-Molybdenum-Vanadium cold work tool steel (Z38CDV5). This steel is well known for the high characteristics (indéformability, hot hardness and resistance) which it presents at high temperatures.

The experimental process consists to make steel specimens heated and cooled, along a large number of thermal cycles.

By mechanical and optical microscopic characterisation, we have studied microstructural and mechanical behaviour of the tested steel in the specified conditions.

ملخص :

الهدف من هذه الدراسة يتلخص في تحمل الإرهاق الحراري، لسبائك الفولاذ الممزوجة بالكروم والموليبدان والفانوديوم، وبالأخص بنسبة تركيز الكروم، 12% . هذه السبائك تتميز بخصائص حرارية رفيعة، منها عدم تشوه، المقاومة والصلابة في الظروف الحرارية.

لهذا استخدمنا أجهزة تجريبية تقوم بتسخين، وتبريد العينات الفولاذية من النوع (Z38CDV5) مما يؤدي إلى الحصول على الدورات الحرارية.

بفضل التجارب المميزة، تمكنا من اتباع السلوك الميكروبنوي و الميكانيكي للسبائك الفولاذية أثناء الإرهاق الحراري، وهذا في ظروف تجريبية محددة.

INTRODUCTION GENERALE.....	1
----------------------------	---

Première partie : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I : LA FATIGUE THERMIQUE

Introduction.....	2
I.1- Définition de la fatigue thermique.....	2
I.2- Mécanisme de la fatigue thermique.....	3
I.2.1- Contraintes thermiques.....	3
I.2.2- Mécanisme de la fatigue thermique.....	4
I.2.3- Mécanisme du choc thermique.....	6
I.3- Loi de la fatigue thermique.....	7
I.3.1- Théorie de la déformation plastique par cycle.....	7
I.3.2- La rupture par déformation plastique alternée.....	9
I.4- Facteurs de la fatigue thermique.....	10
I.4.1- Nature du cyclage thermique.....	10
I.4.2- Facteurs thermiques.....	14
I.4.3- Facteurs métallurgiques.....	14
I.4.4- Facteurs géométriques.....	15
I.4.5- Etat de surface.....	16

CHAPITRE II : METALLOGRAPHIE DES ACIERS A OUTILS POUR TRAVAIL A CHAUD

Introduction	17
II.1- Classification des aciers à outils pour travail à chaud.....	17
II.1.1- Les aciers à outils pour travail à chaud (classe 3).....	18
II.1.2- Les aciers à coupe rapide (classe 4).....	19
II.2- Influence des éléments d'addition.....	21
II.2.1- Caractère des éléments d'addition.....	23
II.2.2- Répartition des éléments d'addition dans la structure d'équilibre.....	23
II.2.3- Influence des éléments d'addition sur la ferrite.....	24
II.2.4- Influence des éléments sur la formation et la stabilité des carbures.....	25
II.2.5- Influence des éléments d'addition sur la stabilité de l'austénite.....	29
II.2.6- Influence des éléments d'addition sur les transformations en refroidissement continu de l'austénite.....	31
II.2.7- Influence des éléments d'addition sur le revenu.....	35
II.3- Comportement mécanique des aciers à outils.....	41
II.3.1- Ductilité.....	41
II.3.2- Résistance à la déformation plastique.....	42
II.3.3- Résistance au revenu.....	42

Deuxième partie : ETUDE EXPERIMENTALE

INTRODUCTION.....	43
-------------------	----

CHAPITRE III : ESSAI DE FATIGUE THERMIQUE

III.1- Dispositif d'essai.....	44
III.1.1- Description du dispositif.....	44
III.1.2- Fonctionnement du dispositif.....	47
III.2- Paramètres de fonctionnement.....	48
III.2.1- Courbe de chauffage.....	48
III.2.2- Evolution du gradient de température.....	49
III.2.3- Test de cyclage thermique.....	49
III.3- Le cyclage thermique.....	51

CHAPITRE IV : MATERIAU ETUDIE

IV.1- Etat de livraison.....	52
IV.2- Composition chimique.....	52
IV.3- Préparation des éprouvettes.....	53
IV.3.1- Usinage.....	53
IV.3.2- Traitements thermiques.....	53
IV.3.3- Structure après traitements thermiques.....	54
IV.3.4- Propriétés mécaniques de l'acier après traitements thermiques.....	54

CHAPITRE V : METHODE DE CARACTERISATION ET D'ANALYSE

V.1- Polissage des échantillons.....	55
V.2- Caractérisation par microscope optique (MO).....	55
V.3- Caractérisation mécanique.....	56
V.3.1- Essai de résilience.....	56
V.3.2- Essai de dureté.....	57

CHAPITRE VI : RESULTATS ET INTERPRETATION

VI.1- Résultats expérimentaux.....	58
VI.1.1- Effet du cyclage thermique sur la structure.....	58
VI.1.2- Effet du cyclage thermique sur la résilience.....	62
VI.1.3- Effet du cyclage thermique sur la dureté.....	63
VI.2- InterprétationS des résultats expérimentaux.....	65
VI.2.1- Effet du cyclage thermique sur la structure de l'acier.....	66
VI.2.2- Effet du cyclage thermique sur la résistance mécanique de l'acier.....	67

Conclusion générale.....	69
Références bibliographiques.....	70

Symboles et notations



ε : Déformation totale.

α : Coefficient de dilatation thermique.

ΔL : Variation différentielle de la longueur.

ΔT : Différentielle thermique.

σ_T : Contrainte totale.

E : Module d'élasticité.

ν : Coefficient de poisson.

ε_p : Déformation plastique.

ε_e : Déformation élastique.

$\Delta\sigma$: L'amplitude de la contrainte.

$\varepsilon_{t,p}$: Déformation plastique en traction.

$\varepsilon_{c,p}$: Déformation plastique en compression.

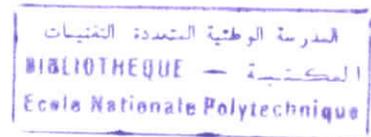
N : Nombre de cycles de déformation plastique à la rupture.

K : Constante d'un matériau.

N : Constante d'un matériau.

h : La quantité de chaleur transmise par unité de surface et par unité de différence de température entre la paroi et le milieu qui l'entoure ou coefficient de transfert de chaleur.

INTRODUCTION GENERALE



Parmi tous les alliages métalliques, les aciers constituent une classe exceptionnelle par la diversité des nuances et leurs applications dans les domaines industriels les plus divers, comme les industries mécanique, chimique, automobile, pétrolière, aéronautique, nucléaire...etc.

Dans beaucoup d'applications industrielles les pièces en acier sont souvent soumises à des fluctuations cycliques de température, nous pouvons citer comme exemple les chambres de combustion des moteurs, outils de mise en forme des matériaux, les aubes de turbines, réacteurs nucléaires, bords d'attaque des avions et fusées...etc.

Le cyclage thermique engendre des contraintes dites thermiques qui sont responsables dans beaucoup de cas de l'endommagement des pièces et de la réduction de leurs durées de vie, ce phénomène est appelé : **fatigue thermique**. La résistance à l'endommagement ou l'endurance d'un matériau dépend de plusieurs facteurs qui sont liés à la nature et aux caractéristiques du matériau lui-même et aux conditions du cyclage thermique [1].

Ces phénomènes posent un certain nombre de problèmes d'ordre sécuritaires, techniques, économiques..., ceci nous impose de faire une étude rigoureuse, et de trouver des solutions efficaces, parmi ces solutions, nous pouvons citer :

- Un choix de matériaux performants présentant une meilleure résistance aux chocs thermiques.
- Un choix dans la conception des pièces ou des installations soumises au cyclage thermique.
- Un contrôle des paramètres de fonctionnement.
- Un contrôle des éléments du système pour prévoir la fissuration.

L'objet de notre étude est d'étudier l'influence d'un cyclage thermique brutal (type choc thermique) sur la résistance à la fatigue thermique de l'acier à outils Z38CDV5. Nous avons réalisé un dispositif qui simule les chocs thermiques et nous avons suivi l'évolution de la structure, de la résilience et de la dureté en fonction du nombre de cycle et en fonction de la température maximale.

Dans ce mémoire, nous présentons une étude bibliographique sur le phénomène de la fatigue thermique (**chapitre1**) et une étude sur les aciers à outils pour travail à chaud (**chapitre2**). Nous présentons dans les **chapitres 3, 4 et 5** le dispositif expérimental, le matériau étudié et les techniques de caractérisation. Enfin, nous présentons dans le **chapitre 6** les résultats et leur interprétation.

CHAPITRE I : LA FATIGUE THERMIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION

Lorsqu'un matériau métallique est soumis à des cycles répétés d'efforts, il subit des modifications dans sa microstructure, ces modifications engendrent un endommagement qui peut conduire à la rupture. Le phénomène est désigné par la fatigue.

Lorsque le matériau est soumis à des variations cycliques de températures, il est le siège de contraintes d'origines thermiques, on parle alors de **fatigue thermique**.

Comme phénomène, la fatigue thermique, se produit fréquemment dans les structures qui supportent les variations de températures et de contraintes.

La fissuration thermique, bien qu'admissible dans certains domaines tant qu'elle ne dépasse pas un certain seuil, reste généralement intolérable pour la simple raison qu'en présence d'autres facteurs tels que les contraintes appliquées ou un environnement agressif, elle se trouve accentuée et peut induire des ruptures brutales et dangereuses [1].

La température est à l'origine des contraintes thermiques. Ainsi, dans un matériau soumis à un gradient de température, les fibres adjacentes ont tendance à se dilater inégalement. Les sollicitations réciproques empêchent leur dilatation individuelle et il s'établit ainsi un système de « déformations thermiques » et de contraintes associées [2].

Mais des contraintes thermiques peuvent aussi apparaître sans qu'il existe un gradient de température si :

- 1°- Des forces extérieures empêchent la libre dilatation.
- 2°- La structure est faite de plusieurs matériaux ayant des coefficients de dilatation Différents.
- 3°- Des hétérogénéités existent dans la microstructure du matériau.

Des contraintes thermiques peuvent également se produire lors d'un changement brutal de température, on a alors affaire à ce que l'on appelle un « choc thermique ».

Les contraintes, fonction de la distribution de température, sont un peut différents, en cas de choc thermique, de celle induites, en régime statique, par la même distribution. Du reste, les contraintes dues aux chocs thermiques sont souvent plus élevées que celle dues à une élévation ou un abaissement lent de température parce que les gradients de températures créées peuvent être plus importants.

A ces différences s'ajoute le fait que, en cas de choc thermique, l'évolution de la contrainte soit très rapide et que beaucoup de matériaux sont sensibles aux taux de variation de la sollicitation. Les matériaux ductiles requièrent ordinairement un nombre de cycles répétés avant que la rupture ne se produise.

I.1- Définition de la fatigue et du choc thermique :

Plusieurs définitions ont été proposées pour décrire le phénomène de la fatigue thermique pour D.MIANNAY [3], « la fatigue thermique désigne le problème de fissuration progressive de matériaux soumis à des variations cycliques de la température : la fissuration se produit sous l'effet de la déformation et des contraintes d'origines thermiques ».

Une autre définition plus précise est donnée par D.A.SPERA [4], «la fatigue thermique, est la détérioration progressive et éventuellement la fissuration des matériaux par l'alternance de l'échauffement et du refroidissement avec une dilatation thermique entièrement ou partiellement empêchée ».

La dilatation thermique affecte les matériaux ductiles pour lesquels, la détérioration s'effectue de façon progressive après un certain nombre de cycles.

MIANNAY [3] considère que «lorsque la fissuration apparaît au cours du premier cycle de fatigue thermique celle-ci est alors appelée «choc thermique ».

Selon MANSON [1] : « la différence entre la fatigue et le choc thermique, est du fait que lors du choc thermique, toute la pièce est portée à une température uniforme (non-existence de gradient thermique entre les différents points de la pièce) puis elle est immergée brutalement dans un milieu à plus basse température ».

« Lors de la fatigue thermique, il existe toujours un gradient de température entre la surface et les autres couches internes de la pièce cela est dû à un temps de maintien à haute température relativement courts ».

I.2- Mécanisme de la fatigue thermique :

I.2.1- les contraintes thermiques :

Dans la pratique, on mesure les contraintes thermiques en soumettant généralement un barreau dont les deux bouts sont rigidement fixés à une série de cycles thermiques.

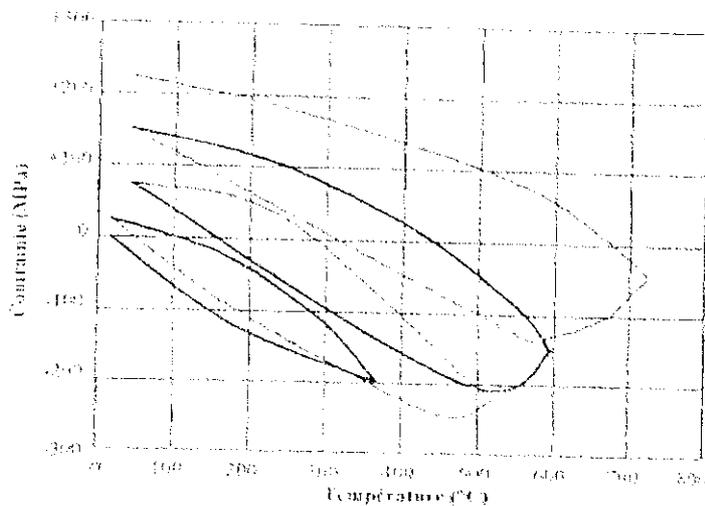


Figure (1.1), Contraintes thermiques induites dans un barreau rigidement fixé et soumis à quatre cycles thermiques [1]

L'évolution des contraintes thermiques en fonction de la température est généralement comme celle de la figure (1.1) [1], dans ce test, la température maximale du cyclage augmente à chaque nouveau cycle.

Pendant le chauffage au premier cycle, la contrainte (compression) maximale est de même grandeur que la limite élastique du barreau. Ceci explique le retour à l'état presque initial du niveau de contraintes pendant le refroidissement. Au second cycle, la contrainte de compression induite par chauffage dépasse la limite élastique. Une déformation plastique se produit et par conséquent, au cours du refroidissement, des contraintes résiduelles de traction persistent dans le barreau. Pour les deux autres cycles, le même processus se répète avec plus de déformations plastiques (contraction) par chauffage aux hautes températures suivies de plus importantes contraintes au cours des refroidissements.

Le cyclage d'un élément crée donc un champ de contraintes et de déformations qui évolue progressivement jusqu'à un état critique à partir duquel on assiste à l'apparition de microfissures qui se propagent et pouvant provoquer la décohésion totale de l'élément. Fait important, les fissures apparaissent pendant l'étape de refroidissement et aux températures relativement basses et ce, à cause des contraintes de traction qui y sont maximales.

1.2.2- Mécanisme de la fatigue thermique :

Le mécanisme de la fatigue thermique peut être caractérisé par un diagramme de déformation-contrainte. Si l'on veut étudier les phénomènes réels, il faut tenir compte de nombreux facteurs qui compliquent le modèle simplifié. La plupart des matériaux sont sujette à l'écroutissage : la contrainte augmente avec la déformation après que la limite élastique aura été atteinte, et ne reste pas constante. De plus à cause des changements continus de température, la relation contrainte-déformation change continuellement.

On peut alors tracer un diagramme de déformation-contrainte ($\sigma - \epsilon$) qui, bien qu'encore schématique, traduise mieux les phénomènes réels. Voir figure (1.2) [1].

On suppose que l'éprouvette a été soumise à une variation de température assez grande pour induire un écoulement plastique alterné. De nouveau, elle sera immobilisée à la température maximale, de sorte que la contrainte développée lors du premier refroidissement est une contrainte de traction (courbe OAF). L'écoulement plastique commence en A, mais la contrainte continue à augmenter jusqu'en F du fait de l'écroutissage. Au cours de la remontée de température, le point représentatif décrira la courbe FGE, la limite élastique se situant à une valeur nettement plus basse (en G) que celle correspondant au cas idéal (équivalent au point A), à cause de l'effet BUSCHINGER – c'est à dire le fait que l'écoulement plastique dans une direction abaissera la valeur de la contrainte pour laquelle l'écoulement plastique se produira dans la direction opposée. Quand la température a atteint sa valeur initiale, le point représentatif est en E où la déformation est nulle, mais il a fallu compenser, en compression, l'écoulement plastique de traction survenu pendant AF.

Si on maintient un tant soit peu l'éprouvette à haute température dans un état de contrainte élevée, la déformation élastique peut se convertir en déformation plastique et la contrainte en sera diminuée. Donc le point E se déplacera en E' jusqu'à ce que la température de l'éprouvette soit de nouveau abaissée. Lors du second cycle, le point décrira E'F pendant le refroidissement, F'E'' pendant le maintien de la température.

Après quelques cycles, la courbe contrainte-déformation pourra se stabiliser sur une boucle E''F'E'' qui pratiquement ne changera pas.

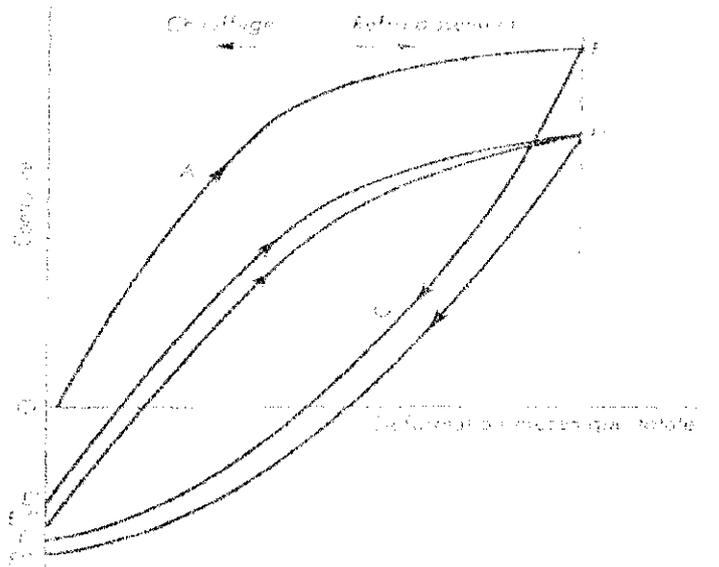


Figure (1.2), Courbes schématisant les courbes de déformation pour plusieurs cycles thermiques.

Si on fixait les caractéristiques réelles du matériau, et qu'on se baserait sur les alternances de l'échauffement et du refroidissement, et sur les gradients thermiques dus à la déformation partiellement empêchée, alors le mécanisme de fatigue thermique peut être décrit par le diagramme de NORTHCOTT et BARON, figure (1.3). on interprète le diagramme de la manière suivante :

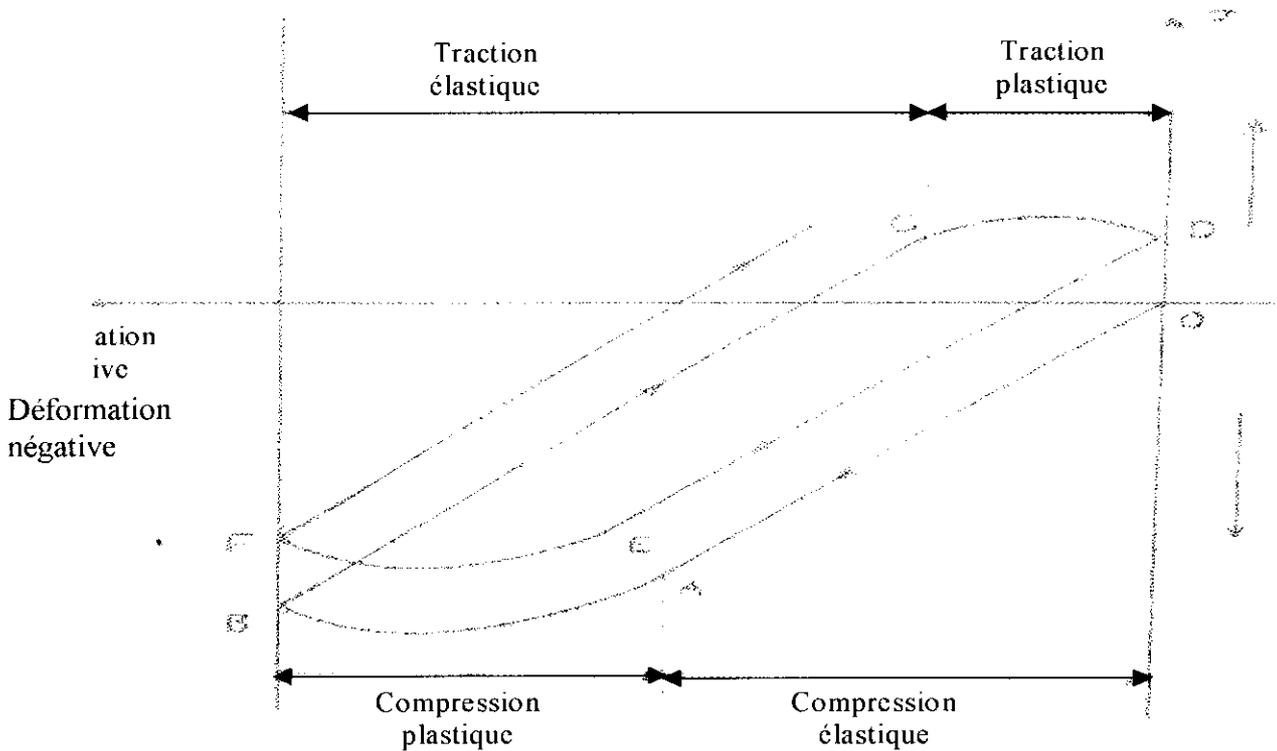


Figure (1.3), Diagramme de NORTHCOTT et BARON

Le point O correspond à l'état de contrainte nulle lorsque la surface d'une pièce métallique est soumise à un échauffement, la température de surface augmente localement. Cette différence de la température est associée à une différence de dilatation thermique entre les couches successives de la pièce. Celle-ci provoque un gradient de contraintes thermiques compressives sur OA (échauffement faible), ces contraintes sont élastiques et sur AB (échauffement sévère) elles sont plastiques.

Notons à ce propos, que la plasticité apparaît même pour des échauffements modérés en raison de : l'abaissement à chaud pour certains matériaux, des caractéristiques mécaniques des couches superficielles, notamment la limite de l'élasticité et son module [8], l'interaction des contraintes thermiques avec les autres sources de dégradation telles que les contraintes mécaniques, la corrosion et la concentration des contraintes thermiques pour l'état géométrique et microgéométrique de la surface.

Durant le refroidissement une contraction locale de la couche superficielle apparaît, dans ce cas, une contrainte thermique de traction se développe rapidement, celle-ci est élastique pour un refroidissement léger BC et plastique pour un refroidissement sévère CD.

Généralement la vitesse de l'échauffement est moins rapide que celle du refroidissement pour les métaux. Il s'ensuit que les gradients thermiques se développent beaucoup plus rapidement en refroidissement. On remarque bien que dans le mécanisme de la fatigue thermique, après la stabilisation des courbes $\sigma - \varepsilon$ on ait une boucle d'hystérésis comme celle dictée auparavant (la boucle E''F'E''E''').

L'énergie dissipée au cours de cette hystérésis finira par détériorer le matériau et produire une rupture par fatigue d'une façon quelque peu semblable à ce qui se passe lorsqu'on a affaire à la fatigue conventionnelle à température constante.

I.2.3- Mécanisme du choc thermique :

D'après sa définition initiale, le choc thermique correspond aux premiers cycles qui provoquent la fissuration. Donc le mécanisme du choc thermique est, à condition de tenir compte de la sévérité du cyclage, le même que celui de la fatigue thermique.

La phase de l'échauffement s'effectue par une variation brutale de la température superficielle. C'est le cas d'une pièce mise dans un four préchauffé. Dans ce cas, il s'établit une différence maximale de température (ΔT) entre la surface (T_s) et la température dans le centre de la pièce (T_m). Ce gradient thermique sévère est associé à une contrainte thermique de compression.

Ces contraintes de compression sont très importantes, elles sont de très loin ^{dépasse} la limite élastique du matériau et provoquent la plastification totale de la couche superficielle.

A la fin de la phase de l'échauffement, la température de la pièce devient relativement homogène.

C'est pendant la phase de refroidissement brutal (trempe), que se produit l'endommagement par fissuration du matériau. Il est dû au fait que les contraintes de traction agissent sur les couches superficielles plastifiées et que les caractéristiques mécaniques sont affaiblies durant le chauffage.

La rupture provoquée par le choc thermique, présente une certaine analogie avec la rupture mécanique. Il s'agit d'une rupture du type fragile produite par des échauffements et des refroidissements trop brutaux [8].

1.3- Loi de la fatigue thermique :

F.KREITH [2], a établi une relation de l'accroissement relatif (ε) d'un barreau de longueur L lorsqu'il est libre de se dilater ou de se contracter.

Quand cet élément subit une variation de température (ΔT), la déformation plastique sera :

$$\varepsilon = \alpha \Delta L / L = \alpha \Delta T \quad (1)$$

En empêchant le barreau de se dilater librement, il apparaît des contraintes de traction. Elles sont données par la loi de HOOK généralisées :

$$\sigma_T = E \varepsilon / (1 - \nu) \quad (2)$$

$$\sigma_T = E \alpha \Delta T / (1 - \nu) \quad (3)$$

Et pour une géométrie plus compliquée, nous avons :

$$\sigma_T = E \alpha \Delta T S / (1 - \nu) \quad (4)$$

Les contraintes dues à un mouvement empêché, se rencontre dans le cas d'une pièce homogène bridée extérieurement et dans celui des pièces hétérogènes à plusieurs éléments de constitution qui ont des coefficients de dilatation (α) différents. C'est le cas de certains matériaux polycristallins dont le coefficient de dilatation est anisotrope (Etain, Zinc, Uranium) et les matériaux polyphasés : chaque élément de volume, grain ou phase, ne peut se dilater librement.

Lorsque les contraintes sont dues à un gradient de température, au cours du cycle thermique, la pièce est soumise à une température T_1 puis, elle est immergée dans un milieu porté à une température T_2 dans le cas du choc thermique. Les gradients thermiques $\Delta T = T_2 - T_1$ sont importants, donc les contraintes sont souvent plus élevées, ce qui conduit à des fissurations en surface de la pièce, la valeur de la contrainte thermique au niveau de la surface est :

$$\sigma_1 = E \alpha (T - T_{\text{moy}}) / (1 - \nu) \quad (5)$$

la contrainte due à la variation de température de T_1 à T_2 , s'exprime par :

$$\sigma_2 = E \alpha (T_1 - T_2) / (1 - \nu) \quad (6)$$

la contrainte réduite pour avoir une approche globale des mécanismes s'exprime par :

$$\sigma_1 = \sigma_1 / \sigma_2 = (T - T_{\text{moy}}) / (T_1 - T_2) \quad (7)$$

1.3.1- Théorie de la déformation plastique par cycle :

Dans le cas d'une éprouvette cylindrique simple où n'intervient aucun fluage pendant le temps de maintien à haute température et le module d'élasticité est supposé constant.

Quelques soit la température, la déformation plastique s'exprime par :

$$\varepsilon_p = \varepsilon_T - \varepsilon_e = \alpha \Delta T - \Delta \sigma / E \quad (8)$$

Où $\Delta\sigma$ est l'amplitude de la variation de la contrainte et E le module d'élasticité supposé invariable, voir figure (1.4.a).

Mais s'il y a fluage, figure(1.4.b), la déformation plastique par cycle n'est pas directement reliée à l'amplitude totale de la variation de la contrainte. Dans la partie du cycle où le matériau est en tension, la déformation plastique $\epsilon_{t,p}$ peut s'écrire :

$$\epsilon_{t,p} = \alpha \Delta T - \Delta\sigma_1 / E \tag{9}$$

Où $\Delta\sigma_1$, est l'amplitude de la variation de la contrainte développée pendant le refroidissement.

Figure (1.4.a)
Courbe contrainte-déformation sans fluage.

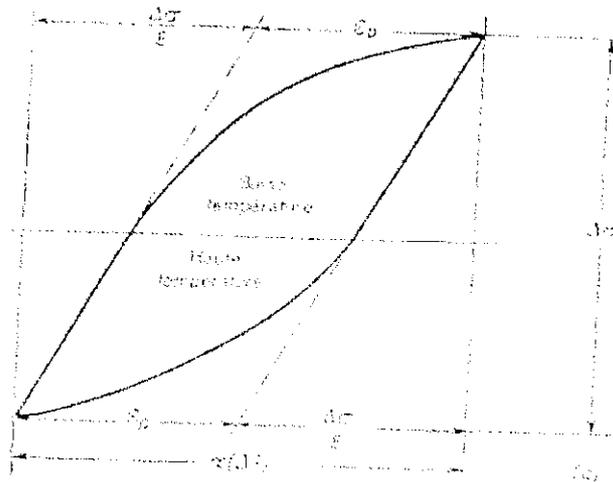


Figure (1.4.b)
Courbe contrainte-déformation avec fluage.

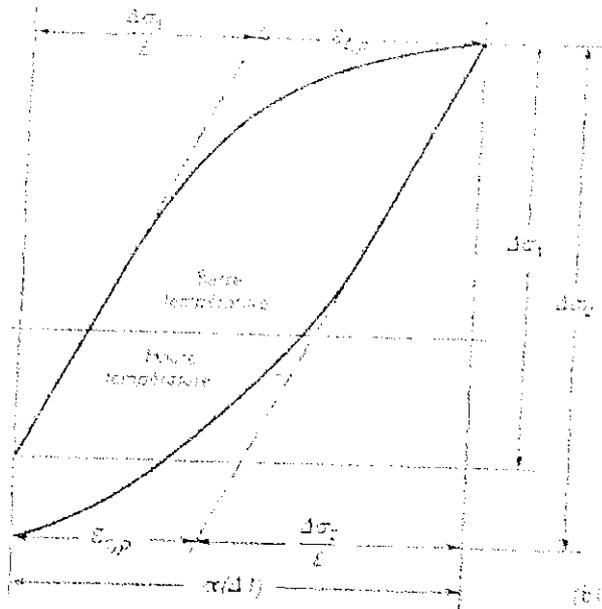


Fig. 17 — a) Courbe contrainte-déformation sans fluage;
b) Courbe contrainte-déformation avec fluage.

Dans la partie du cycle où la température s'élève, l'amplitude est plus grande et diminue ainsi la déformation plastique directe de compression $\epsilon_{c,p}$, mais la déformation plastique totale incluant également le fluage développé pendant le maintien à haute température, on a :

$$\varepsilon_{c,p} = \varepsilon_{c,p'} + \varepsilon_{c,p''} = \alpha \Delta T - \Delta \sigma_2 / E + (\Delta \sigma_2 - \Delta \sigma_1) / E$$

$$\varepsilon_{c,p} = \alpha \Delta T - \Delta \sigma_1 / E = \varepsilon_{t,p} \quad (10)$$

Ainsi la déformation plastique en compression est égale à celle en tension. Mais ses tensions ne sont pas reliées directement à l'amplitude totale de variation de la contrainte.

Signalons que l'aire de la courbe d'hystérésis pourrait être un autre paramètre servant de base de détermination de la résistance à la fatigue thermique. Mais jusqu'à maintenant aucune mesure expérimentale n'a été faite dans ce but.

1.3.1- La rupture par déformation plastique alternée :

Nous avons vu que, si un matériau entravé est soumis à des contraintes thermiques alternées entre des limites de température suffisamment grandes, il en résultera une déformation plastique alternativement de compression et de traction.

La formule reliant la déformation plastique par cycle et le nombre de cycle conduisant à la rupture fut proposée par Manson [1] qui s'était appuyé sur les travaux de LIU[6] et de ces associés. Elle s'écrit :

$$N = K / (\varepsilon_p)^n \quad (11)$$

K et n sont des constantes déterminées expérimentalement.

De cette relation, il apparaît que plus le nombre de cycles qui annule la ductilité est grand, plus la déformation plastique totale l'est, sachant que cette dernière dépend de la déformation subie par cycle autant que de sa ductilité.

La rupture d'une éprouvette soumise à un cyclage thermique, est souvent attribuée au phénomène de la concentration et de la propagation des fissures. En effet, des déformations plastiques locales, induites par concentration de contraintes, créent des discontinuités microscopiques en surface et qui ne sont en réalité que les zones d'émergence des bandes de glissement. Le phénomène schématisé ci-après, figure (1.5) est à la base des intrusions et extrusions (10^{-5} à 10^{-4} cm de hauteur), observées sur les éprouvettes à 1/10 de leur durée de vie [7].

Ces intrusions-extrusions deviennent, pendant les cycles suivants des sources de germination des fissures qui progressent par la suite, suivant les plans cristallographiques des bandes de glissement, la progression continue jusqu'à atteindre un stade où elle devient contrôlée par les champs de contraintes-déformations induit aux fronts des fissures. La deuxième étape de la fatigue, à savoir la propagation cyclique des fissures, commence alors et les plans de fissuration s'alignent perpendiculairement à la direction des contraintes appliquées.



Figure (1.5),

Formation des intrusions- extrusions à la surface d'une éprouvette soumise à des cycles mécaniques.

I.4- Facteurs de la fatigue thermique :

D'après notre étude bibliographique, nous allons analyser quantitativement, dans ce qui suit, les facteurs qui influencent le comportement des matériaux ductiles sous contraintes thermiques et leurs effets plus au moins marqués sur leur structure.

I.4.1- Nature du cyclage thermique :

1. Influence des températures du cyclage thermique :

Les paramètres d'un cyclage thermique sont :

- La température maximale (T_{max}).
- La température minimale (T_{min}).
- La température moyenne ($T_{moy} = (T_{max} + T_{min})/2$).
- La différence de température appelée le différentiel thermique ($\Delta T = T_{max} - T_{min}$).

Nous allons montrer l'influence de chacun de ces paramètres.

• Température maximale (T_{max}) :

Si la température maximale du cycle thermique augmente suffisamment (avec T_{min} constante), les propriétés métalliques dépendant de la température seront modifiées au fur et à mesure qu'elle augmente encore, la déformation tendra à se localiser dans les parties les plus chaudes.

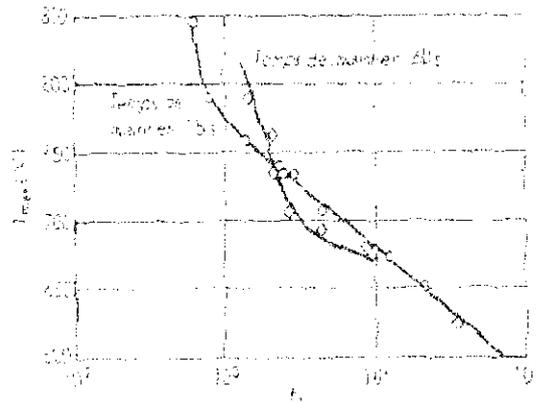


Figure (1.6) Influence du temps de maintien à la température maximale du cycle sur l'endurance de l'alliage à haute température S-816.

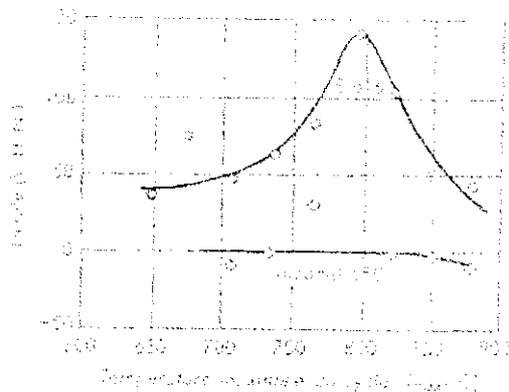
La figure (1.6) [9] montre l'influence de la température maximale sur le nombre de cycles amenant la rupture. On augmentait la température maximale d'éprouvettes d'alliages pour

haute température S-816 et Inconel 550, tout en maintenant la température minimale constante (à 90°C environ). Pour les faibles différences de température, des légers changements dans la température maximale modifient beaucoup leur endurance, mais à partir d'une température maximale de 800°C, un changement avait très peu d'effet sur l'endurance de l'S-816. Ce comportement reflète l'influence d'une température élevée sur les propriétés métallurgiques de l'S-816.

Sur la figure (1.7), l'augmentation de la dureté enregistrée pendant l'essai de fatigue, est portée en fonction de la température maximale du cycle. On peut voir que l'écrouissage est évident tout au long de l'essai jusqu'à 780°C, mais qu'à partir de 800°C, la dureté s'accroît moins vite que la température. A partir de cette température l'endurance s'accroît donc probablement à cause d'un vieillissement qui augmente la ductilité. Pour l'inconel 550, de tels effets bénéfiques de vieillissement n'apparaissent pas entre 800 et 870°C et l'endurance diminue nettement lorsque la température augmente dans tout l'intervalle de température qui a été exploré [1].

Généralement, des contraintes thermiques sont engendrées lors d'une augmentation de la température maximale (car ΔT augmente) donc celle-ci auront pour conséquence directe l'abaissement des caractéristiques mécaniques du matériau.

Figure (1.7) Effet de la température maximale du cycle sur la dureté.



MALM et SVENSON ont montré l'influence négative de l'augmentation de température maximale pour les aciers à outils et les superalliages sollicités en fatigue thermique.

- *Température minimale (T_{min}) :*

Pour une température maximale donnée, une augmentation de la température minimale provoque une diminution du différentiel thermique (ΔT) ceci implique une influence positive engendrant des contraintes thermiques plus faibles, ce qui augmente la durée de vie de la pièce.

- *Température moyenne (T_{moy}) :*

L.F.COFFIN [10], a pu mettre en évidence l'effet de la température moyenne sur l'acier inoxydable de type 347 – voir figure (1.8), l'amplitude de variation de la température était maintenue constante tandis que les températures moyennes et maximales étaient variables. Le nombre de cycles à la rupture diminuait sensiblement en fonction de l'augmentation de la température moyenne.

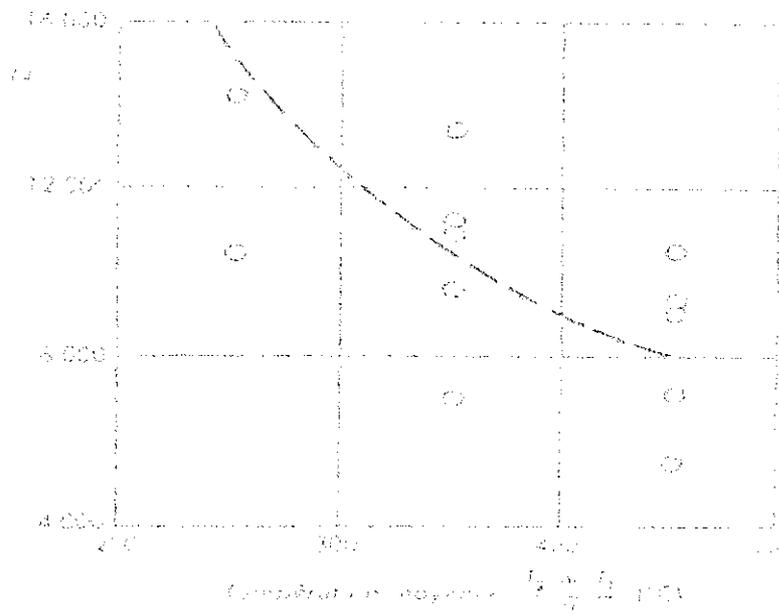


Figure (1.8), Effet de la température moyenne du cycle.

Une augmentation de T_{moy} , altère négativement les propriétés mécaniques du matériau, car l'endurance diminue, mais cet effet (de second ordre par rapport à la diminution du gradient thermique) peut être éliminé par une diminution de T_{max} .

- *Différentiel thermique (ΔT) :*

Une augmentation du différentiel thermique, avec une température constante, a toujours une influence négative, car la contrainte thermique augmente et la dégradation des propriétés

mécaniques est provoquée par une température moyenne plus importante. Si ΔT est constant et que T_{moy} est variable, la déformation thermique totale provoquée sera annulée par des déformations élastiques et plastiques en proportion variable [1].

En résumé : les paramètres ΔT et T_{max} apparaissent comme les facteurs principaux de fatigue thermique. Ils permettent de caractériser un cycle thermique, ΔT indique la sévérité du cyclage thermique. L'augmentation de ΔT et T_{max} a un effet négatif sur la durée de vie du matériau [1].

2. Vitesse de variation de la température :

Cette vitesse dépend de la vitesse de chauffage et de refroidissement et du temps de maintien.

- *Influence de la vitesse de chauffage et de refroidissement :*

La variation rapide de la température que ce soit en chauffage ou en refroidissement, peut modifier de façon sensible le nombre de cycles (N) amenant la rupture, de telle façon qu'elle peut provoquer des gradients thermiques assez importants qui vont à leur tour entraîner l'endommagement de la pièce.

La vitesse de refroidissement qui a un rôle majeur en fatigue thermique est influencée par la nature du milieu de refroidissement. Elle peut également jouer un rôle défavorable en provoquant une modification des caractéristiques mécaniques.

MALM et TIDLUND [8] ont montré que le refroidissement à l'air est mieux adapté en début de cyclage, tandis que le refroidissement à l'eau est plus satisfaisant après un grand nombre de cycles.

- *Influence du temps de maintien :*

Le temps de maintien aux hautes températures peut modifier sensiblement le nombre de cycle responsable de la rupture. Les effets du fluage et d'autres effets métallurgiques comme les transformations de phases peuvent avoir lieu si le matériau est maintenu longtemps à température élevée.

COFFIN [11] fit plusieurs expériences sur l'acier inoxydable de type 347 au cours desquelles variait le temps de maintien à température élevée. Il conclut que si le temps de maintien augmente, le nombre de cycle à la rupture diminue. Les travaux de S.KAWAMOTO, S.MANSON et H.GLENNY [12] ont confirmé l'effet négatif du temps de maintien à chaud sur la durée de vie des pièces.

Cet effet est dû probablement au phénomène de relaxation des contraintes thermiques associé aux transformations métalliques. Toutefois il y a une dispersion considérable dans les résultats des autres chercheurs. En effet, CLASS et FREEMAN [13], montrèrent le contraire sur l'alliage S-816, tel qu'une augmentation du temps de maintien peu aussi bien augmenter que diminuer le nombre de cycle à la rupture, cela dépend de la température maximale. Pour le S-816, pour lequel le vieillissement devient un phénomène important à haute température, l'endurance augmentait très sensiblement avec le temps de maintien aux températures élevées ; le contraire aux basses températures.

Donc on peut conclure que la métallurgie propre du matériau gouverne son comportement dans une grande proportion [1].

I.4.2- Facteurs thermiques :

- La diffusité thermique $K/\rho.C_p$ où K , ρ et C_p sont respectivement la conductivité thermique, la masse volumique et la chaleur spécifique du matériau, reflète la grandeur physique principale pour le choix d'un matériau. Il est alors clair qu'à un accroissement de la conductivité thermique d'un matériau, correspond alors une diminution des gradients thermiques générés et donc des contraintes induites aussi.
- Coefficient de dilatation thermique : ce paramètre est important, puisque des contraintes thermiques lui sont proportionnelles selon les relations suivantes : $\varepsilon = \alpha \Delta T$ et $\sigma = \varepsilon.E$. Donc un coefficient de dilatation élevé, engendre la réduction de la durée de vie du matériau, car plus la dilatation est importante, la résistance est réduite.
- Coefficient de transfert de chaleur (h) : plus le transfert de chaleur des échanges thermiques entre le milieu et le matériau est important, plus les contraintes associées sont importantes.
GLENNY et TAYLOR [8] ont observé dans les essais de choc thermique, qu'en augmentant la valeur de h , l'endurance de l'éprouvette diminue.

I.4.3- Facteurs métallurgiques :

Dans de nombreux cas, les changements métallurgiques du matériau sont un facteur important qui affecte son endurance à la fatigue thermique, il est utile de signaler les principaux facteurs qui sont la cause de ces changements.

a) Composition chimique :

La présence de certains éléments dans l'alliage a une influence capitale sur le comportement en fatigue thermique du matériau.

En effet, la présence des éléments carburigènes par exemple comme le Cr, Mo W et V augmente la résistance du matériau au cyclage thermique par la formation de cémentite ou carbures spéciaux ou de cémentite alliée qui gênent le grossissement du grain, austénitique, entraîne le durcissement secondaire par revenu entre 500 et 600°C et augmentent la trempabilité du matériau.

Les avantages appréciables apportés par ces éléments d'additions font en sorte que le matériau résiste beaucoup mieux à la fatigue et l'apparition des premières fissures est sensiblement retardée.

b) la microstructure :

C'est un facteur qui conditionne la dégradation par fatigue thermique, par les alignements de carbures en réseau qui peuvent avoir lieu pour les alliages alliés, cela constitue des sites préférentiels d'amorçage et de propagation des fissures ; l'influence des joints de grain comme sites préférentiels d'oxydation n'est pas négligeable non plus, ceci a pour conséquence, la création d'entailles d'oxydes conduisant à des concentrations de contraintes qui favorisent, par la suite, l'amorçage des fissures thermiques.

La plupart des alliages pour haute température ne sont pas en équilibre métallurgique dans leur condition de travail. En fait, beaucoup d'entre eux doivent leurs bonnes propriétés à haute température à leur état métastable. Les passages à des températures élevées permettent au matériau de réarranger sa microstructure vers un état d'équilibre. Ainsi les constituants en

solution solide tendent fréquemment à précipités et ils peuvent alors changer radicalement les propriétés du matériau.

c) Les transformations de phases et précipitations :

Les transformations structurales susceptibles de se produire au cours de la fatigue thermique provoquent des changements morphologiques des phases existantes.

Par ailleurs, les transformations de phases du type austénite-martensite au cours des cycles peuvent induire des concentrations locales de contraintes préjudiciables aux phénomènes de fissurations.

L'influence de la solidification dendritique et surtout des carbures de types MC et $M_{23}C_6$ sur la vitesse de propagation des fissures a été mise en évidence aussi [9]. L'existence de sites d'amorçage et de propagation des fissures est vraisemblablement due à la grande fragilité des particules de seconde phase et à la création, localement, de niveaux de contraintes plus élevées.

d) Grossissement du grain :

Un des effets de travail à chaud ou à froid est de rendre le matériau sujet à la recristallisation. Lorsque les grains se brisent l'énergie emmagasinée dans les plans de glissement et aux joints de grains, à la suite d'un chauffage ultérieur, le matériau tend à se recristalliser pour atteindre l'état d'énergie potentiel minimale. Dans la plupart des cas, l'effet s'accompagne du grossissement du grain. Bien qu'il n'y ait pas de relation clairement établie entre la taille des grains et la résistance à la fatigue thermique, on sait que les matériaux composés de grains de grande taille ont généralement une faible ductilité qui tendrait à indiquer une médiocre résistance à la fatigue.

e) Corrosion :

L'action chimique est un autre phénomène qui peut diminuer la résistance à la contrainte thermique. La surface d'un matériau est généralement au contact de l'oxygène ou d'autres gaz susceptibles de réagir chimiquement avec lui aux hautes températures qu'impliquent les contraintes thermiques, il peut se former, en surface des oxydes ou d'autres points de faiblesse et de fragilité. Les expériences sur les contraintes thermiques deviennent alors des essais sur la couche superficielle résultante et non plus sur le matériau de base. Les discontinuités formées à la surface, par fissure de cette surface ou par dégradation des produits de corrosion, agissent comme une source de concentration de contraintes induisant et propageant les fissures à l'intérieur du matériau.

Dans quelques cas, la corrosion se traduit non par la formation d'une couche superficielle, mais par une diffusion au sein du matériau. L'hydrogène, à cause de ses petites dimensions atomiques, diffuse facilement par les joints de grains de nombreux matériaux, les affaiblissant et les rendant moins capables de supporter un cyclage thermique. Le fait que tant de ruptures par fatigue thermique soient de nature intergranulaire est preuve de l'importance de cette attaque aux joints des grains.

1.4.4- Facteurs géométriques :

(a) La taille est la forme de la pièce :

les grandes dimensions d'une pièce provoquent des localisations thermiques considérables et les gradients thermiques importants entre la couche superficielle et les couches plus profondes, car la partie supportant le changement rapide de température du choc thermique ne peut souvent pas se dilater ou se contracter à cause de la partie massive qui s'échauffe ou se refroidit plus lentement.

MANSON [14] à confirmer par des essais sur des disques creux de stéatite, que plus le corps est petit, meilleure est la résistance aux chocs thermiques. Donc, il est nécessaire de restreindre au maximum, les dimensions de structures. Si elles doivent être importantes, on doit chercher à leur donner une disposition segmentée ; chaque module étant assez petit pour avoir la résistance voulue aux chocs thermiques.

(b) Les entailles et les angles vifs :

Parmi les facteurs géométriques qui tendent à concentrer les contraintes et les déformations en cas de tension due à la température, il y a ceux que l'on rencontre lors des études des tensions d'origines mécaniques, tel que les trous et les entailles. Selon L.F. COFFIN [11], un petit trou pourrait réduire d'un facteur 10 l'endurance normale d'un tube soumis à des contraintes thermiques. De même, on constate une diminution de la résistance à la fatigue thermique des plaques circulaires lorsque des entailles sont usinées sur leur profondeur [15].

1.4.5- Etat de surface :

L'état de surface est un facteur non moins négligeable sur son influence sur le comportement des matériaux en fatigue thermique.

Cette influence est due, en grande partie, aux concentrations de contraintes et de déformations produites par les irrégularités de surface et d'un autre côté, aux contraintes résiduelles de compression pendant la finition.

a) Influence des irrégularités superficielles :

Elles affectent fortement la résistance à la fatigue thermique, en créant une concentration des contraintes thermiques au fond des rayures (micro-entailles), d'autre part, elles favorisent et accélèrent les phénomènes de corrosion et d'oxydation au contact du milieu réactionnel.

Les températures élevées qui tendent à fragiliser les matériaux lorsqu'il y a des contraintes thermiques, augmentent d'autant plus les effets des irrégularités de surface que ceux des discontinuités.

b) Influence des contraintes résiduelles :

Les contraintes résiduelles dans une pièce sont souvent les conséquences des hétérogénéités de températures qui existent pendant sa fabrication ou son élaboration.

Les effets nuisibles de ces contraintes sont plus graves pour les matériaux fragiles pour lesquelles les contraintes créées en service s'ajoutent directement aux contraintes résiduelles. Mais ces contraintes peuvent jouer un rôle bénéfique en opposant les contraintes thermiques dans certains cas [16].

A ce sujet, FLAVENOT et SKALLI, dans leur étude sur l'influence des conditions de rectification sur les contraintes résiduelles induites dans l'acier (U2CD4), ont montré que pour des rectifications douces, la pièce présente la même structure et la même dureté à la face que dans le métal de base, pour une rectification sévère il y a durcissement de la couche superficielle qui est de l'ordre de 1. μm . donc, la fine pellicule superficielle qui est très dure (très fragile) favorise l'amorçage des fissures par choc thermique [8].

CHAPITRE II : COMPORTEMENT EN FATIGUE THERMIQUE DES ACIERS A OUTILS.

Introduction

Les aciers à outils sont utilisés dans la réalisation de pièces mécaniques et d'outillages, les aciers à outils font partie intégrante du domaine des aciers spéciaux, mais ils diffèrent sensiblement des aciers de construction mécanique, tant par les conditions de leur utilisation que par les critères d'emploi qui servent à les définir. En effet, dans le cas d'un acier de qualité, on recherche le maximum de durée, sans fixer de limite supérieure.

Par ailleurs l'outil est sollicité dans la plupart des cas au niveau de sa surface qui doit supporter les contraintes les plus sévères alors que les sollicitations d'un acier de construction intéresse l'ensemble du matériau. Il en résulte que les aciers à outils ne peuvent être définis en moyen de lois de comportement simples et qu'il est nécessaire d'avoir une connaissance la plus précise possible des conditions de sollicitations pour apporter des critères de choix réalistes.

Les solutions adoptées sont la conséquence d'une démarche essentiellement pragmatique et constituent des compromis entre des exigences souvent contradictoires [17].

II.1- Classification des aciers à outils pour travail à chaud :

D'une manière générale, les aciers pour travail à chaud doivent avoir une résistance à la déformation convenable, donc des caractéristiques mécaniques à chaud et une résistance à l'usure élevée sans que la ténacité, indispensable pour les risques de fissuration rapide, soit trop sacrifiée, ainsi qu'une bonne tenue aux différences de températures en cours de travail, causes de chocs thermiques.

Ces aciers doivent avoir également une résistance à la déformation suffisante lors des traitements thermiques, d'autant plus que les outils ont souvent des formes compliquées. La plupart des aciers, par addition de chrome, ont une trempabilité élevée et répondent bien à cette exigence. Une usinabilité est également recherchée, elle est obtenue pour un traitement de recuit donnant la structure la plus favorable [17].

Les propriétés essentielles que doivent avoir les aciers pour travail à chaud sont de bonnes caractéristiques en traction à chaud compatibles avec une ténacité suffisante, ce qui limite leur teneur en carbone à une valeur inférieure à 0.6%.

Les aciers à outils pour travail à chaud sont divisés, selon la norme européenne EN 10027-1, en deux familles :

➤ **Les aciers à outils alliés pour travail à chaud (classe 3)**

- Aciers résistant aux chocs thermiques.
- Aciers résistant à l'usure aux températures élevées.
- Aciers résistant aux très hautes températures.

➤ **Les aciers rapides (classe 4)**

- Aciers rapides de base.
- Aciers ayant une grande dureté à chaud.
- Aciers surcarbures au cobalt.

II.1.1- Aciers à outils alliés pour travail à chaud (classe 3) :

a) Aciers résistants aux chocs thermiques :

Ce groupe comprend les aciers à 5% de chrome avec addition de molybdène, tungstène et vanadium, les aciers à 3% de chrome avec de fortes additions de molybdène ou éventuellement de cobalt et l'acier à 3% de nickel avec 3% de molybdène.

Nous nous intéresserons plus en détail à la nuance à 5% de chrome car l'acier que nous allons étudier, Z38CDV5, appartient à cette catégorie.

1. Acier à 5% de chrome :

L'acier à 5% de chrome, 1.3% de molybdène, 0.5% de vanadium et 0.38% de carbone (Z38CDV5) est le plus important de la série. Il a à la fois une bonne capacité de trempe et une dureté élevée à chaud avec une ductilité suffisante. Les opérations de forgeage de recuit doivent être conduites avec précautions et comporter des préchauffages vers 650 à 700°C suivis de refroidissement lent ($\approx 25^\circ\text{C/h}$) au moins jusqu'à 700°C. la température d'austénitisation est voisine de 1000°C et la trempe se fait essentiellement par étape à 520°C pour éviter les risques de tapures. Il a une très bonne résistance au revenu, les traitements sont faits en pratique entre 550 et 650°C selon la dureté désirée, voir figure (2.1).

Cet acier, quoique fragile à la température ambiante, conserve une ductilité acceptable à chaud, il est utilisé pour les matrices d'estampage de pièces de grandes séries, pour les moules de coulés sous pression des alliages d'aluminium ou pour les filières.

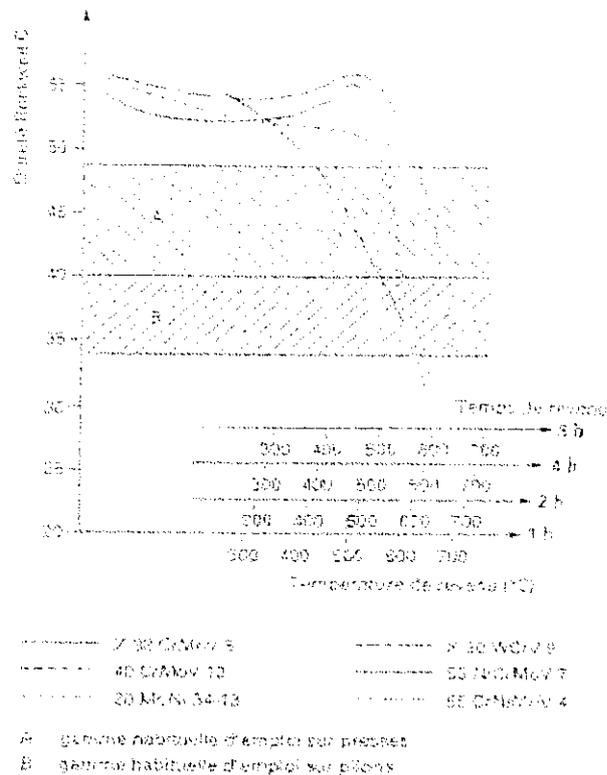


Figure (2.1), Evolution de la dureté en fonction de la température de revenu

2. Acier à 3% de chrome :

Ils se distinguent du précédent par une teneur en chrome plus faible. Le molybdène, qui est en plus grande proportion (3% de Mo dans l'acier 32CDV12-28), lui donne une résistance au revenu et une trempabilité excellente. Par ailleurs, les caractéristiques mécaniques à chaud sont améliorées d'une manière sensible. Les conditions de transformation à chaud et de traitements thermiques de cet acier sont à peu près les mêmes que celles des aciers à 5% de Cr classiques.

3. Acier à 3% de nickel :

Il s'agit d'un acier à 3% de Ni, 3% de Mo et 0.2% de C (20DN34-13). Les caractéristiques d'emplois sont obtenues par un durcissement secondaire lié à la précipitation du carbure de type M_2C .

Son usinage est facile, la surface en service est relativement dure et résistante à l'usure alors que l'intérieur de la matrice conserve une bonne ductilité.

Cet acier est utilisé pour les matrices de forge, essentiellement sur presse, l'intérêt qu'il présente par rapport aux aciers à 5% de chrome est qu'il ne pose aucun problème de trempabilité et de déformations aux traitements.

b) Aciers résistants à l'usure aux températures élevées :

Ce groupe comporte essentiellement des aciers avec addition de tungstène pour augmenter la résistance à l'usure, de Chrome pour améliorer la capacité de trempé, et de vanadium pour renforcer la résistance à l'échauffement et à l'usure.

Pour l'acier à 5% de W (32WCV9) se trempé entre 1150 et 1180°C avec des refroidissements à l'huile ou à l'air soufflé. La figure (2.1) montre que cet acier présente les plus hauts niveaux de dureté jusqu'à des températures de revenu supérieures à 600°C. le niveau de durcissement secondaire s'élève jusqu'à 56 HRC lorsque la température de trempé atteint 1200°C. cet acier a une excellente dureté à chaud et il peut être utilisé jusqu'à 700°C avec des niveaux de résistance voisine de 1200Mpa.

Dans ce groupe d'acier figure également les nuances dites semi rapide caractérisées par des additions importantes de molybdène et de vanadium, ainsi que par des teneurs élevées en carbone. Il s'agit notamment des aciers 56CDWV4 et 80DCV42-16 dont les températures de trempes sont voisines de 1150°C et qui subissent les mêmes types de revenus que les aciers à coupe rapide.

c) Aciers résistants aux très hautes températures :

Les aciers retenus par la norme sont le Z15CNS25-20 et Z15NCS37-18. Ils sont utilisés pour des températures supérieures à 600-650°C, ont des propriétés mécaniques à chaud très satisfaisantes par leur structure austénitique qui permet d'avoir une résistance à la fois à la température et à l'oxydation.

II.1.2- Aciers à coupe rapide (classe 4) :

Les aciers rapides sont utilisés souvent comme outils de découpage, d'emboutissage ou de frappe. Les caractéristiques importantes de ces aciers sont la dureté (à froid et surtout à chaud), la résistance à l'usure et la ténacité.

Ces caractéristiques ont été obtenues au moyen d'additions importantes d'éléments carburigènes tels que le tungstène, le molybdène et le vanadium, combiné à des éléments tels que le chrome et le cobalt donnant, l'un la trempabilité, l'autre la dureté à chaud.

La désignation conformément à l'euronorme EN 10027-1, comporte trois ou quatre nombres correspondant aux éléments d'alliage respectifs tungstène, molybdène, vanadium, cobalt, précédés des lettres HS (high speed), le chrome et le carbone sont omis de la désignation, le chrome étant présent au niveau de 4% en moyenne et la teneur en carbone étant supérieure à 0.7%.

a) Les aciers rapides de base :

Type, HS 6-5-2, HS 18-0-1, ont une bonne tenue à la coupe, adaptable à beaucoup de conditions de travail et une assez bonne ductilité. Leur résistance à l'usure et leur dureté à chaud sont moindre que celle d'autres aciers, mais sont cependant suffisantes dans un grand nombre de cas.

b) Les aciers ayant une grande dureté à chaud (acier au cobalt) :

Ces aciers ont une très grande dureté à température ambiante et autant à chaud, grâce à l'addition de 5 ou 10% de cobalt. Ils sont utilisés lors des travaux de coupe à grande vitesse et à grande profondeur de passe pour l'usinage des aciers ayant un niveau de résistance supérieur à 900Mpa, des fontes trempées, des aciers moulés, et pour les travaux d'ébauchage en tous genres.

c) Les aciers surcarburés au cobalt :

Destinés aux travaux particulièrement difficiles, ils présentent une dureté très élevée, même à chaud, et une très grande résistance à l'usure. Mais ces aciers sont fragiles et leur aptitude au meulage est médiocre.

Les niveaux de dureté que l'on peut obtenir sur les aciers de ce groupe sont voisins de 68 HRC, les aciers HS 2-9-1 et HS 7-4-2-5 constituent de loin les nuances les plus ductiles de ce dernier groupe.

Les aciers de ce groupe sont destinés à usiner les aciers à haute résistance ($R_m \geq 1300\text{Mpa}$), les alliages réfractaires, à base de nickel ou de cobalt, les alliages de titane et les bois très durs.

La classification générale des aciers à outils est résumée dans le tableau ci-dessous avec, pour chaque classe d'aciers, les caractères communs au niveau des propriétés d'usage et les fourchettes extrêmes de concentration des principaux éléments d'alliage.

Tableau 1 : Classification des aciers à outils pour travail à chaud

Classe	Caractère commun	Eléments d'alliage (% en masse)
3 Aciers à outils alliés pour travail à chaud	Aciers résistants aux chocs thermiques	Mn(0.2à0.8), Si(0.1à1.2), Cr(2.6à5.5), Mo(1.2à3.7), V(<1.15), W(1.1à1.6) Présence éventuelle Ni(2.9à3.5).
	Aciers résistant à l'usure aux hautes températures	Mn(0.1à0.45), Si(0.1à0.6), Cr(2.5à4.5), Mo(<4.5), V(0.3à1.2), W(<9.5).
	Aciers austénitiques résistants à très haute température	Ni(19à39), Cr(16à26), Si(1.5à2.5), Mn(<2)
4 Aciers à coupe rapide.	Aciers de base	W(<18.7), Mo(<9.2), V(1à2.2), Co(<0.5).
	Aciers au cobalt	W(5.7à18.7), Mo(<5.3), V(1.1à2.2), Co(4.5à9.5)
	Aciers surcarbures au cobalt	W(6.75à13), Mo(0.7à6.5), V(3à5.4), Co(4.5à12.25).

II.2- Influence des éléments d'addition :

Les structures de solidification des aciers à outils sont en général relativement complexes, notamment dans le cas des nuances hautement chargées en carbone et éléments d'addition. Il est bon de prendre comme base d'étude le diagramme fer-carbone représenté sur la figure (2.2), le diagramme dit métastable fer-cémentite car il est le plus proche de la réalité.

Il apparaît judicieux, d'un point de vue pratique, d'étudier en premier lieu la répartition des éléments dans les aciers recuits ou dans ceux qui ont été refroidis à une vitesse suffisamment lente pour que les constituants puissent être considérés comme à l'état d'équilibre, puis on étudiera l'influence des éléments d'addition sur les constituants instables par traitements thermiques.

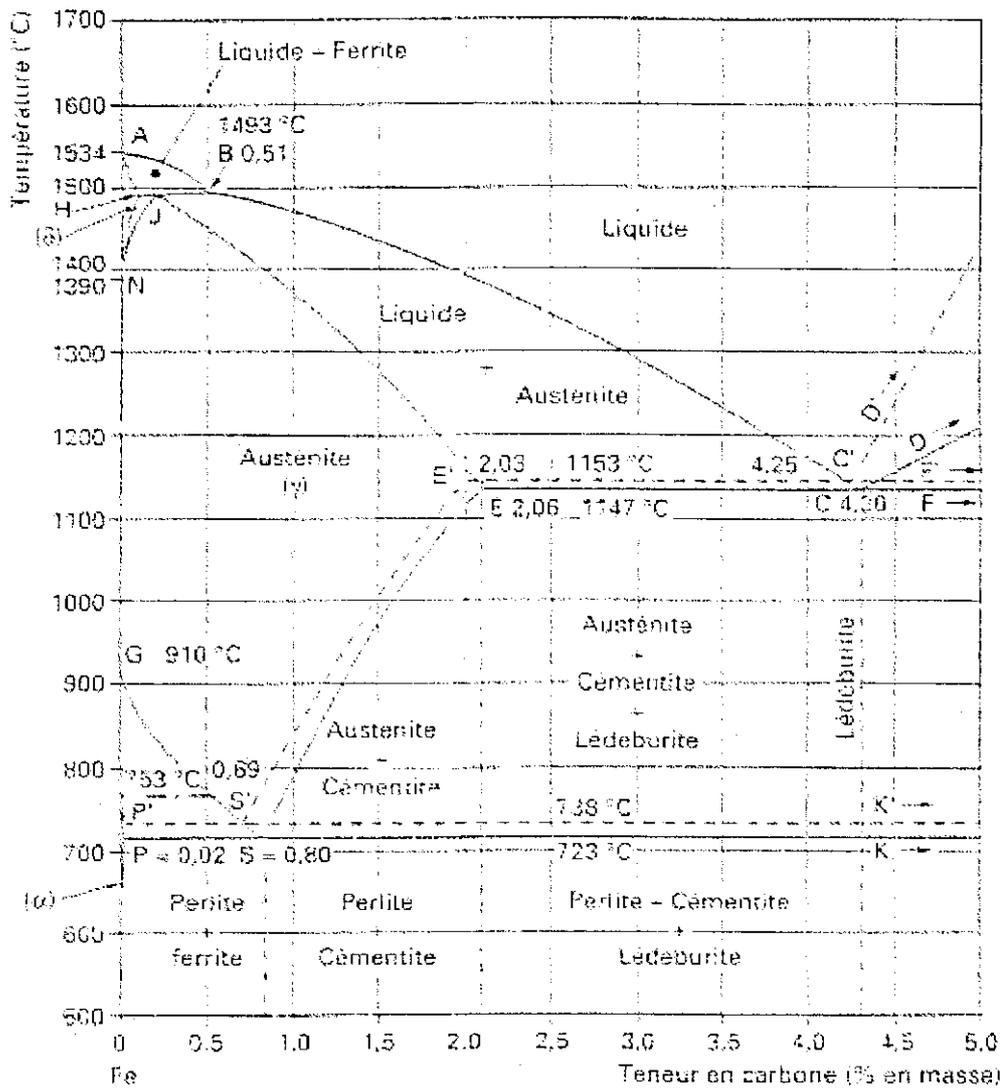


Figure (2.2)
Diagramme fer-carbone

II.2.1- Caractères des éléments d'addition :

A des teneurs limitées, les éléments d'addition changent le tracé du diagramme d'équilibre Fe/C en modifiant tout d'abord les domaines respectifs d'existence des phases α et γ . C'est ainsi que l'on distingue :

- Les éléments **alphagènes** qui augmentent la surface du domaine dans lequel la phase α est stable et, de ce fait, diminuent la surface du domaine de stabilité de la phase γ , la liste des éléments alphagènes comprend presque tous les éléments habituels tels que Si, Al, Cr, Mo, Ti, W, V.
- Les éléments **gammagènes** qui augmentent la surface du domaine d'existence dans lequel la phase γ est stable, la liste des éléments gammagènes est relativement courte : Ni, Mn et Cu.

Par ailleurs, certains éléments d'alliage engendrent des modifications des carbures précipités à l'état d'équilibre, en leur présence le carbone ne précipite plus sous forme de carbure de fer mais sous d'autres espèces. On est ainsi amené à considérer les éléments dits **carburigènes**, éléments qui ont pour le carbone une affinité plus grande que celle du fer : ce sont Mn, Cr, Mo, V, W, Nb, Ti. Il faut noter que ces éléments, à faibles teneurs, ont souvent tendance à précipiter à la formation de la cémentite en se substituant partiellement au fer, donnant ainsi des carbures répondant à la formule générale M_3C . A fortes teneurs, par contre, ils forment les carbures qui leurs sont propres, des carbures spéciaux.

II.2.2- répartition des éléments d'addition dans la structure d'équilibre :

a) principe de répartition :

La répartition des éléments d'addition s'effectue sans relation avec la structure de solution du métal liquide. La répartition d'un élément entre les différentes phases dépend de la concentration des autres éléments. On ne peut établir que les tendances si l'on connaît pas la composition totale de l'acier.

Aucun élément n'est localisé dans un seul constituant, les réactions qui bloqueraient un élément dans une phase ne sont jamais complètes. On approche de l'élimination complète d'un élément lorsqu'un autre élément avec lequel il peut former un composé, un carbure ou un oxyde, est présent en grande quantité. Si l'excès nécessaire d'élément est faible, on dit qu'il a une forte tendance à la combinaison.

b) tendances générales de répartition des éléments :

de façon très générale, les éléments d'alliage dans l'acier peuvent se répartir entre les cinq phases ou groupes de phases suivants :

- Ferrite : éléments dissous dans le fer α .
- Carbure : éléments dissous dans des cristaux de cémentite alliée ou dissous dans des carbures spéciaux.
- Inclusion non-métalliques : éléments incorporés dans des oxydes, sulfures, silicates.
- Inclusions intermétalliques, tels que : FeCr, Fe₄N...
- Particule métallique libre, en cas de dépassement de la limite de solubilité (Pb, Cu...).

On peut définir le coefficient de partage d'un élément entre deux phases, dans le cas le plus courant entre carbures et ferrite (X_k/X_α) qui dépend de sa teneur mais aussi de celles des autres éléments :

- Si, Al, Cu, Ni, Co ont un coefficient de partage nul.
- Mn, Cr, Mo, W ont un coefficient de partage moyen.
- V, Ti, Zr, Nb ont un coefficient de partage élevé.

Le tableau ci-dessous donne qualitativement la répartition schématique des divers éléments entre ferrite et carbures (selon Bain)[2] :

Elément	Ferrite	Carbures
Si	Si	-
Mn	Mn ←	Mn
Ni	Ni	-
Cr	Cr ←	Cr
Mo	Mo →	Mo
W	W →	W
V	V →	V

Un élément carburigène, comme le molybdène, présent à faible teneur dans un acier à forte teneur en carbone, se trouve principalement dans les carbures ; à concentration élevée dans un acier à faible taux de carbone, il se dissout dans la ferrite. Cependant, on peut trouver dans la ferrite un élément à pouvoir carburigène modéré lorsque l'acier contient également un élément fortement carburigène. Ainsi, le chrome et, dans une certaine mesure, le tungstène et le molybdène sont bloqués dans la ferrite par des additions de titane ou de niobium.

II.2.3- Influence des éléments d'addition sur la ferrite :

Les éléments solubles dans la ferrite interviennent :

- Par effet de mise en solution qui a comme conséquence une augmentation de la résistance (R_e) et corrélativement une élévation de la température de transition fragile-ductile.
- Par leur caractère α -gène ou γ -gène : les éléments γ -gène qui abaissent A_3 ont comme conséquence un affinement du grain ferritique (effet favorable sur R_e et K) ; les éléments α -gènes ont l'effet inverse.
- Par leur action indirecte sur la présence de précipités fragilisants aux joints de grains (effet néfaste sur K).

La figure (2.3) donne quelques résultats montrant l'influence des éléments d'addition sur la dureté [18]. L'ordre d'importance croissant des éléments est le suivant : Cr, W, V, Mo, Ni, Mn, Si et P.

L'intensité du durcissement dépend de la concentration de l'élément dissout et de la structure atomique de ce dernier.

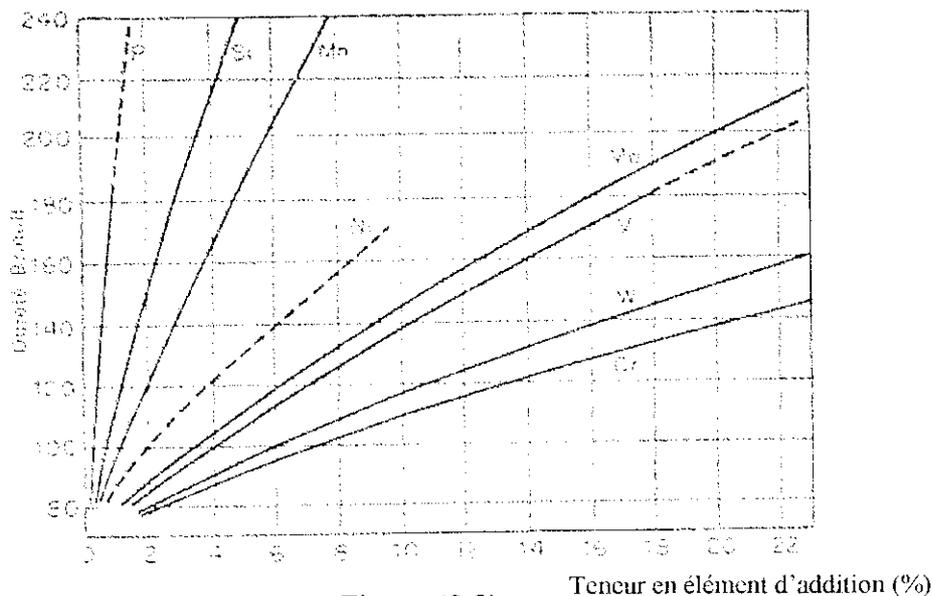


Figure (2.3)
Effet durcissant probable de différents éléments dissous dans le fer

II.2.4- Influence des éléments sur la formation et la stabilité des carbures :

La phase carburée est le second constituant principal des aciers recuits. La quantité, la forme et la finesse de la dispersion des carbures influencent profondément les propriétés de l'acier.

La présence d'éléments carburigènes dans l'acier, suivant la composition, peut se traduire par l'apparition de carbures spéciaux, et la perlite classique de ces aciers au carbone peut se trouver remplacée par des agrégats de ferrite-carbures plus complexes [19]. Les carbures formés sont de deux types selon la nature de l'élément et sa nature [19] :

- Cémentite alliée : $(Fe,X)_3C$ de structure stœchiométrique.
- Carbures spéciaux : $(Fe,X)_mC_n$, d'où on peut distinguer les principaux carbures qui sont : $M_{23}C_6$, M_6C , M_2C , M_7C_3 , MC où M désigne un ou plusieurs éléments métalliques.

Nous donnons à titre indicatif, sur la figure (2.4) les duretés comparées des principaux types de carbures que nous rencontrons dans les aciers à outils.

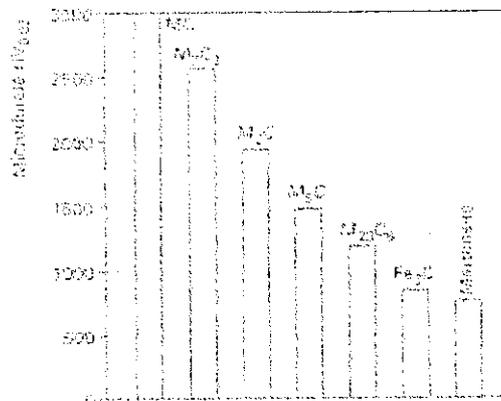


Figure (2.4)
Microduretés comparés des carbures contenus dans les aciers à outils

1) Le chrome dans les carbures :

la figure (2.5) montre que plusieurs phases carburées peuvent exister dans les aciers au chrome à l'état recuit.

On rencontre les carbures suivants :

- Cémentite, orthorhombique, $(Fe, Cr)_3C$ pouvant contenir jusqu'à 1% de chrome.
- $(Cr,Fe)_7C_3$, contenant au moins 36% de Cr.
- $(Cr,Fe)_{23}C_6$, cubique, contenant au moins 7% de chrome.

Dans certains cas il peut apparaître un composé intermétallique, la phase σ dans les aciers à bas carbone contenant 20 à 8% Cr.

Dans les aciers inoxydables, la phase carburée est surtout le carbure cubique $(Cr,Fe)_{23}C_6$.

LES ALIAGES FER-CARBONE CHROMÉ À L'ÉTAT RECUIT

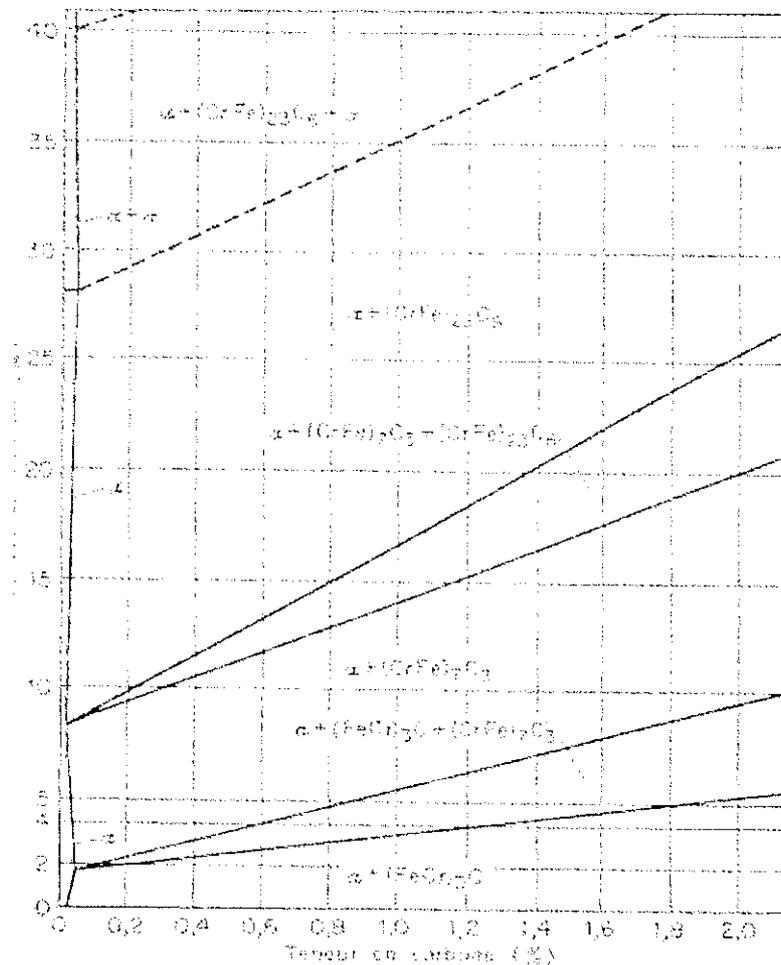


Figure (2.5)

Diagramme d'équilibre des alliages fer-carbone-chrome à l'état recuit

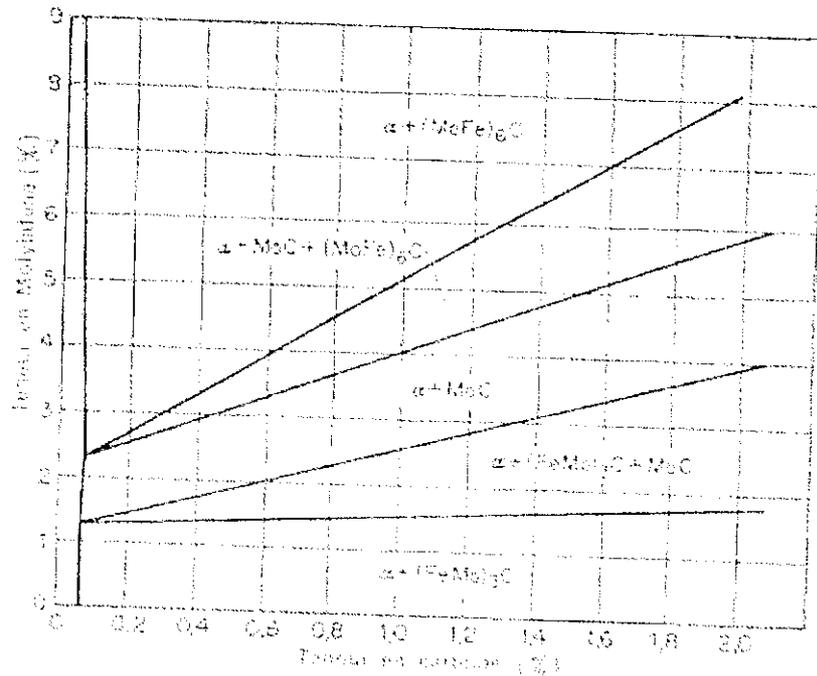
2) le molybdène dans les carbures :

L'existence d'un carbure spécial dans les aciers au molybdène recuits est indiquée sur la figure (2.6). Pour les compositions habituelles, on ne rencontre qu'un carbure spécial $(Fe,Mo)_6C$ ou approximativement $Fe_7Mo_5C_2$. Le composé Fe_3Mo_2 peut dissoudre environ

0.1% de carbone et que c'est lui qui précipite lors du durcissement structural des alliages Fe-Mo-C à faible teneur en carbone.

Figure (2.6)

Diagramme d'équilibre des alliages fer-carbone-molybdène à l'état recuit

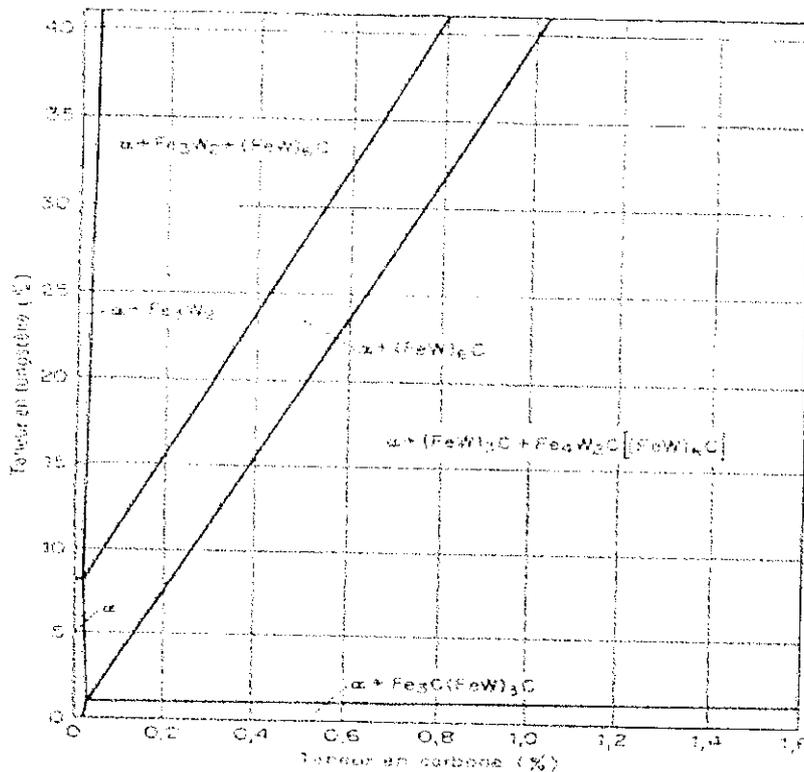


3) le tungstène dans les carbures :

Le diagramme Fe-W-C est représenté par la figure (2.7). Le carbure $(Fe,W)_6C$ on approximativement $Fe_7W_5C_2$ se rencontre dans les aciers à coupe rapide. En l'absence de chrome et de vanadium, on peut rencontrer de petites quantités de cémentite $(Fe,W)_3C$.

Figure (2.7)

Diagramme d'équilibre des alliages fer-carbone-tungstène à l'état recuit



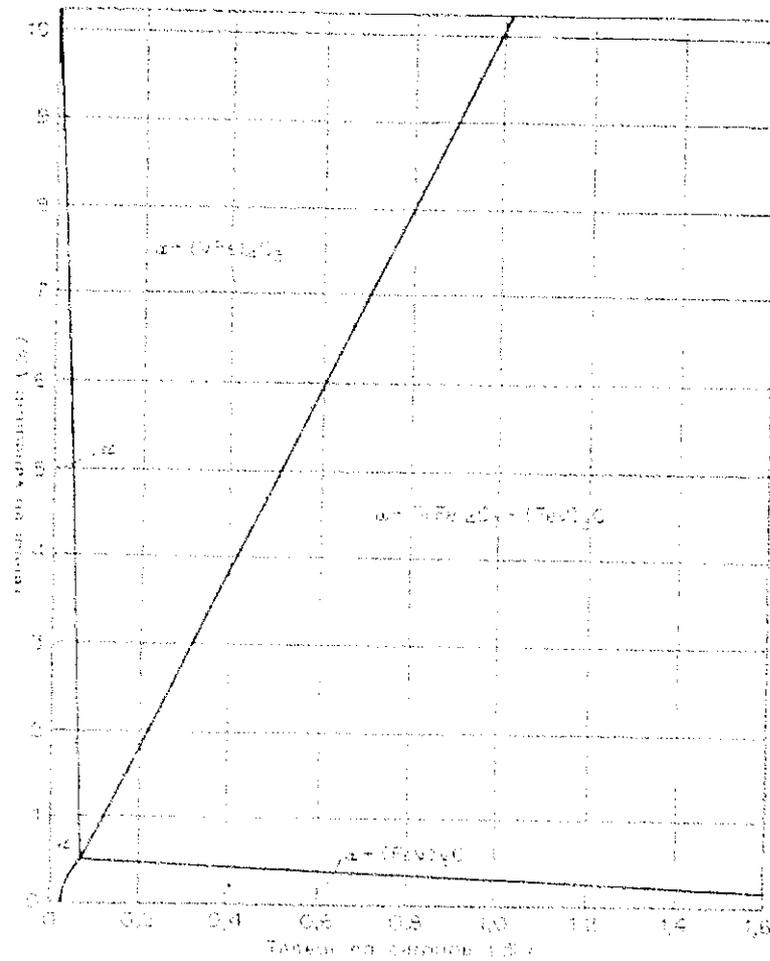
4) le vanadium dans les carbures :

Le diagramme Fe-V-C représenté sur la figure (2.8) est incomplet car la phase σ (composition autour de FeV) n'est pas représentée. Les sections ternaires n'ont pas encore été établies complètement.

Bien que VOGEL et MARTIN [18] aient indiqué une solubilité considérable du carbone dans la ferrite au vanadium et au vanadium dans la cémentite, notre opinion est que les solubilités indiquées sur la figure (2.8) sont un peu trop grandes.

Figure (2.8)

Diagramme d'équilibre des alliages fer-carbone-vanadium à l'état recuit



Résumé : les carbures qui se présentent sous forme de particules dures, agissent de manière identique pour des formes de dispersion identiques ; on note cependant des différences dans la résistance à l'abrasion. Les principales différences entre les carbures se rattachent à leur volume et à leur vitesse de croissance.

II.2.5- Influence des éléments d'addition sur la stabilité de l'austénite :

(a) stabilité de l'austénite :

L'austénite solution solide polycristalline CFC, contient en solution la totalité des éléments alliés si l'austénitisation est complète ou une partie si l'austénitisation est partielle (existence de phases non dissoutes, très souvent des carbures).

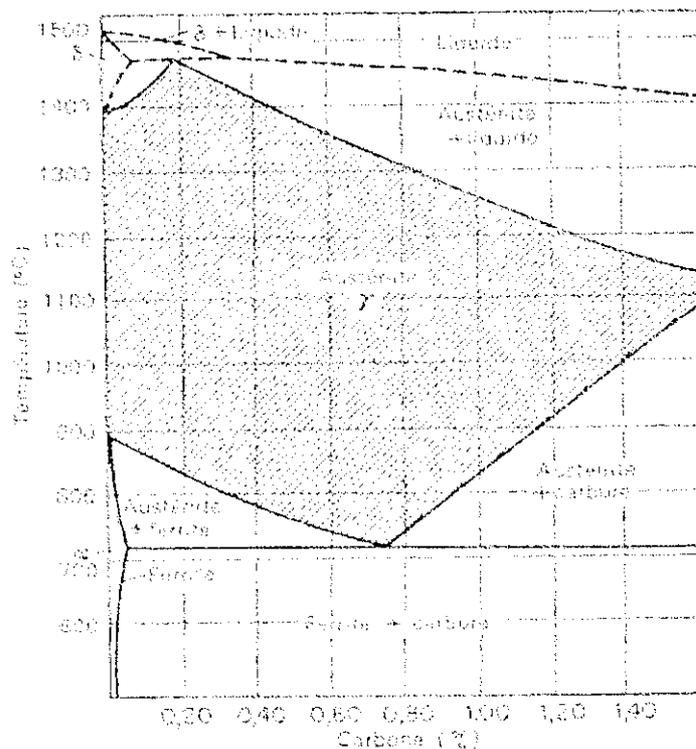
L'état austénitisé est caractérisé par :

- La grosseur du grain austénitique G_a . Le grossissement du grain austénitique est un phénomène thermiquement activé lié au paramètre d'équivalence temps-température d'austénitisation.

D'après la figure (2.9), on constate qu'au cours du chauffage, et dès 723°C , le mélange ferrite-cémentite, qui sont les constituants stables de l'acier à la température ambiante, se transforme en austénite.

L'état de l'austénite dépend à la fin des conditions du traitement d'austénitisation : vitesse de chauffage, température et temps de maintien, ces facteurs ont une influence décisive sur la mise en solution plus ou moins complète des phases précipitées et la grosseur du grain austénitique qui sont les éléments essentiels caractérisant l'état de l'austénite en fin d'austénitisation.

Figure (2.9)
Diagramme d'équilibre des aciers au carbone courant



(b) répartition des éléments d'addition dans l'austénite :

Les aciers alliés sont généralement chauffés de manière à ce qu'ils se trouvent en majeure partie à l'état γ . Les éléments d'addition peuvent se trouver généralement dans deux états :

- 1- Dissous dans l'austénite.
- 2- Combinés à l'état de carbures.

Ni, Mn et Co sont solubles en toutes proportions dans l'austénite, à l'exception de Ti et Nb, on peut dissoudre plusieurs pour cent des éléments usuels dans l'austénite. On peut traiter les aciers alliés à teneur moyenne en carbone de manière à ce qu'il se trouve presque complètement à l'état austénitique. Même les éléments fortement alphagènes comme le silicium qui, en absence de carbone, ont une assez faible solubilité dans le fer γ peuvent se dissoudre notablement dans l'austénite des aciers alliés en présence de .2 à .30%C

Les courbes des figures (2.10) et (2.11) caractérisent la solubilité des carbures dans l'austénite, on voit que le chrome et le molybdène réduisent sensiblement le domaine austénitique et stabilise le domaine α .

La présence du Cr, Mo, V retardent l'obtention d'une austénite homogène parce que l'homogénéisation implique non seulement la diffusion des atomes de carbone, mais aussi, celle des atomes plus grands qui diffusent plus lentement.

Ainsi, pour obtenir une austénite à peu près homogène il sera donc nécessaire de maintenir les aciers alliés suffisamment longtemps à la plus haute température possible.

Remarquons en fins que, dans les aciers aux Cr, Mo, V la dissolution des dernières trace de carbures est toujours très lente car le cœur des carbures complexes, par suite de ségrégation, est toujours plus riche en éléments d'alliage.

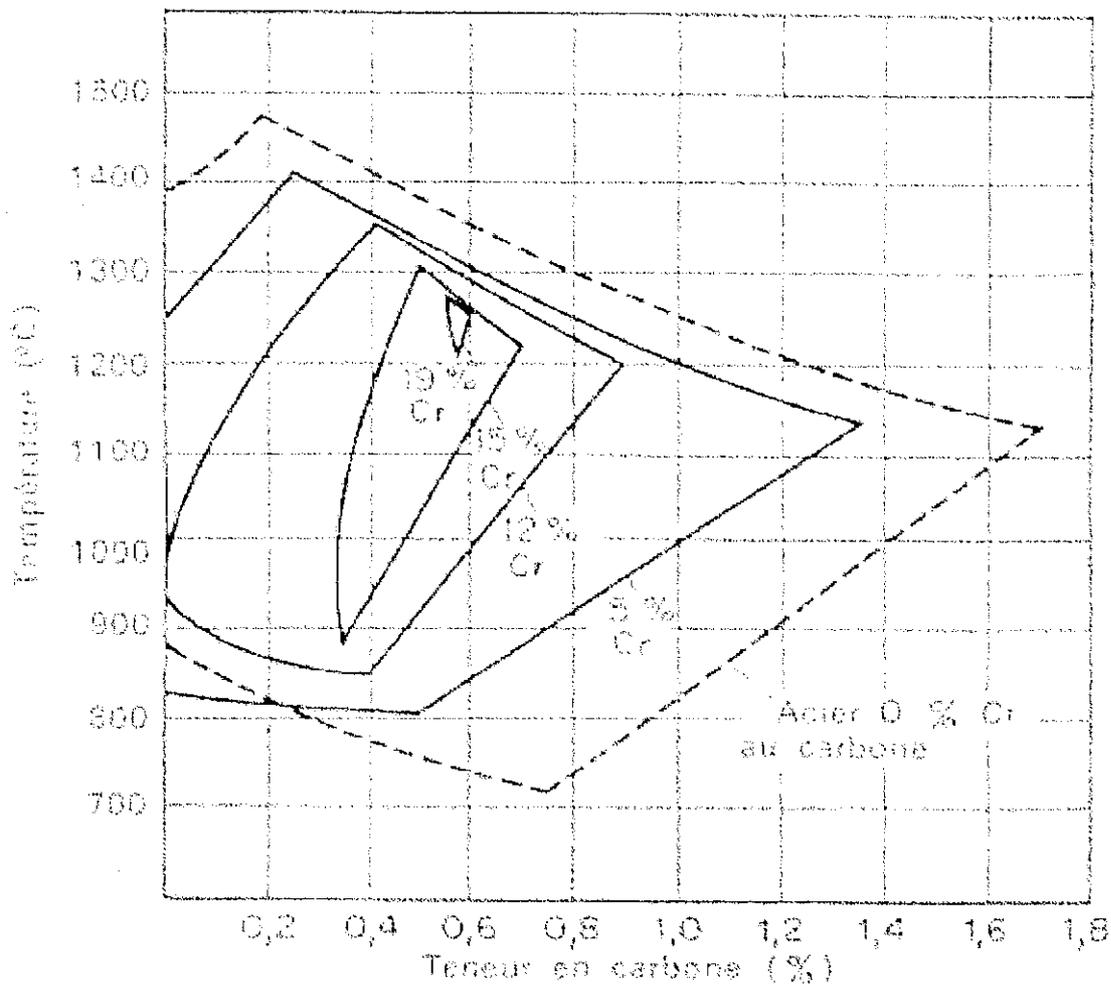


Figure (2.10), Influence du chrome sur le domaine austénitique

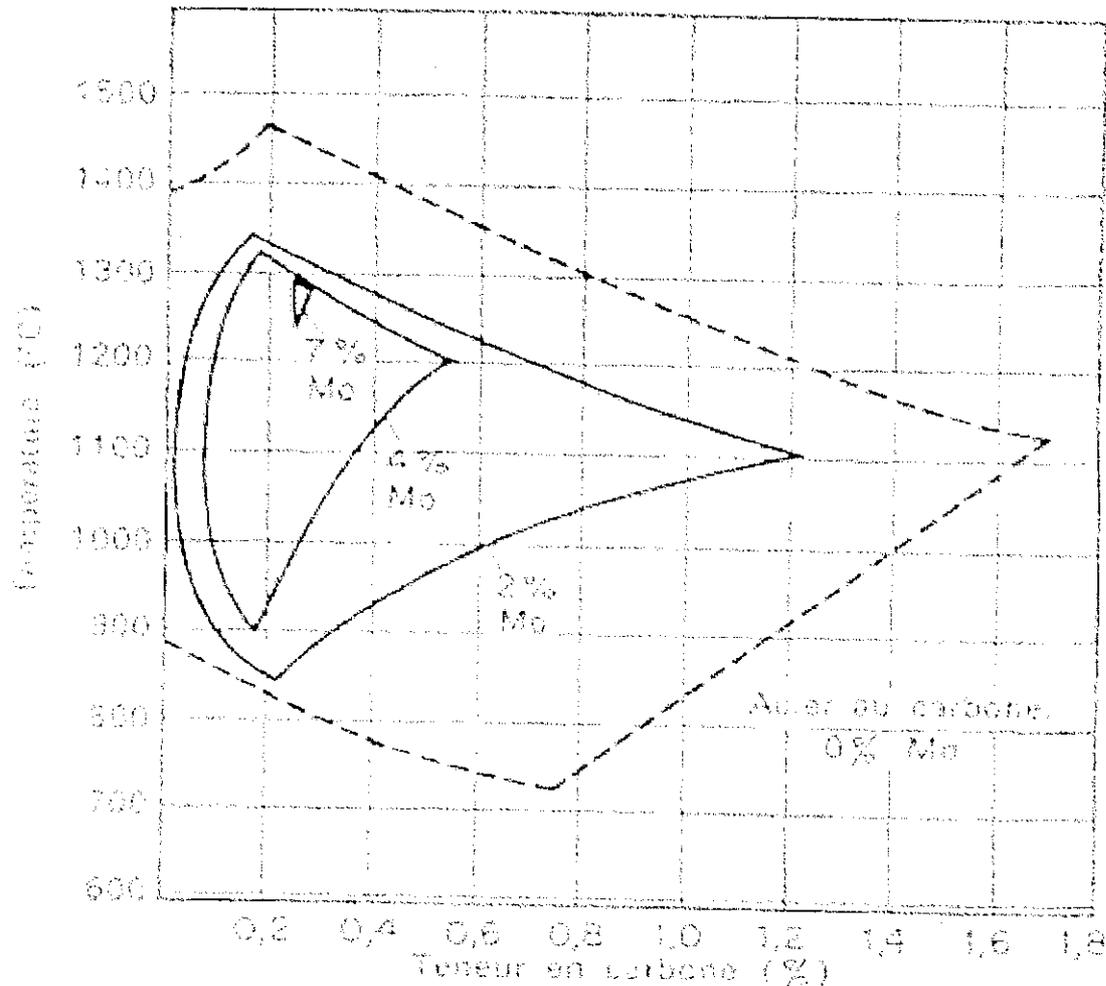


Figure (2.11), Influence du molybdène sur le domaine austénitique

(c) *Le grossissement du grain austénitique :*

La finesse du grain austénitique confère une bonne résilience aux produits de transformation. Les éléments carburigènes influencent les caractéristiques de transformation de l'austénite en étant partiellement dissous et contribuent à améliorer la résilience par limitation de la grosseur de grain.

Les carbures de vanadium type VC très fins et peu solubles dans l'austénite empêchant le grossissement du grain austénitique.

II.2.6- Influence sur les transformations en refroidissement continu de l'austénite :

Au cours du refroidissement de l'austénite, les transformations structurales sont plus complexes car il apparaît un paramètre qui ne figure pas sur le diagramme fer-carbone relatif à des états d'équilibre : **le temps**. L'étude de la transformation de l'austénite peut se faire en condition anisotherme à des vitesses de refroidissement variables par les diagrammes TRC (transformation en refroidissement continu).

Ces diagrammes permettent d'associer à une vitesse de refroidissement donnée une structure et un niveau de dureté donnée. Dans la figure (2.12) on a un diagramme de transformation en refroidissement continu (TRC) de l'acier à outils Z38CDV5 [23],

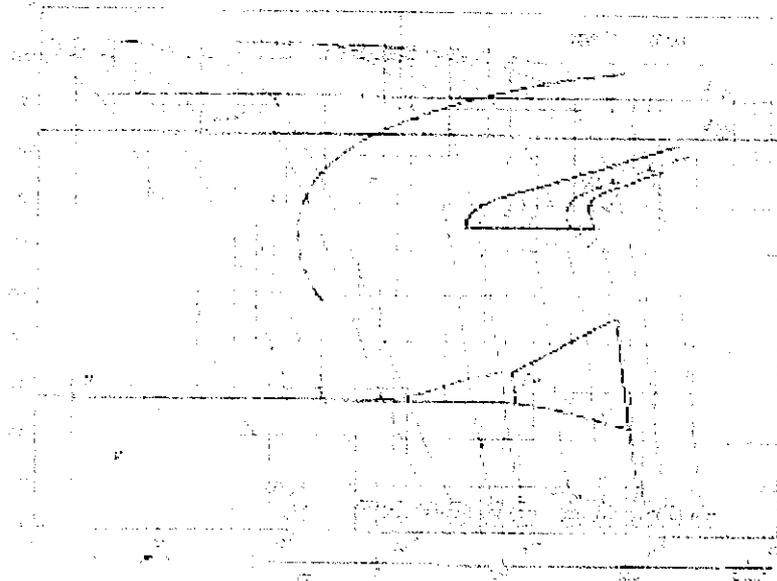


Figure (2.12), [23]

Courbes de transformation en refroidissement continu de l'acier Z38CDV5

II.2.6.1- Transformation à l'équilibre $\gamma \longrightarrow \alpha + P$:

Lors du refroidissement lent d'un acier austénitisé à teneur moyenne en carbone, nous avons, d'une part, les cristaux de ferrite qui se forment dans les joints de grains austénitiques, leur forme est polyédrique avec des arrêtes et des angles arrondis (sous l'effet de la tension d'interface) et d'autre part, la formation des lamelles de perlite à partir de la cémentite, cette dernière germe dans les joints de grains austénitiques où l'énergie interfaciale à fournir est minimum. L'austénite s'appauvrit en carbone au voisinage immédiat des premières aiguilles de cémentite et de cette façon il y a précipitation de ferrite au contact de cette cémentite. La teneur en carbone de l'austénite voisine augmente et il s'ensuit l'apparition d'un deuxième germe de cémentite. Dès lors les deux phases forment un front commun qui se déplace vers le milieu du grain au fur à mesure de leur croissance.

La présentation du diagramme TTT (température-temps-transformation), figure (2.13) convient bien pour la définition des différents constituants obtenus suivant la température de maintien après chauffage à une température donnée. Ce type de courbe est absolument nécessaire si on veut faire des traitements par étape dans le domaine de stabilité de l'austénite ou des trempe bainitiques.

Presque tous les éléments d'alliage allongent les temps d'incubation avant la formation d'austénite et ralentissent le processus de transformation de l'austénite, la figure (2.13) illustre l'action du chrome, molybdène et vanadium qui renforcent le domaine bainitique et entraîne la formation d'un domaine de stabilité de l'austénite entre le domaine perlitique et le domaine bainitique.

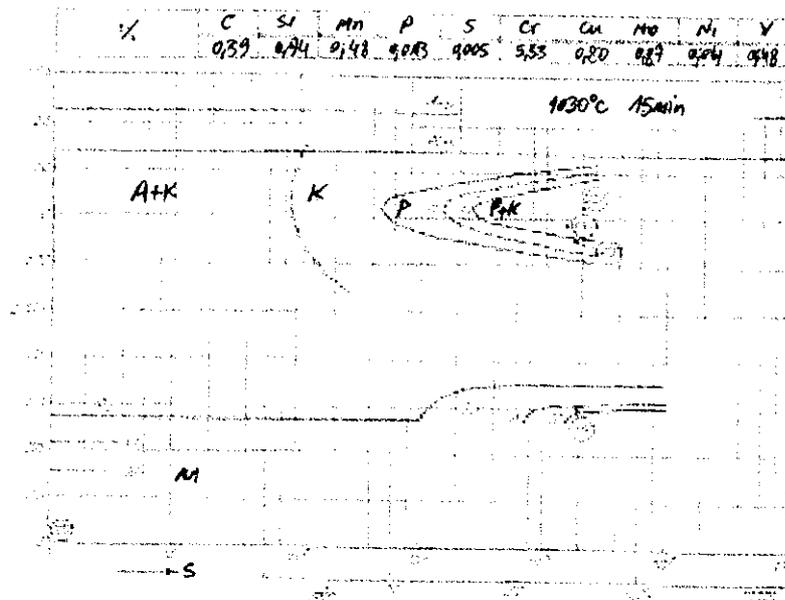


Figure (2.13), [23]

Diagramme TTT (température-temps-transformation) de l'acier Z38CDV5

II.2.6.2- Transformation martensitique :

De tous les éléments, le carbone est le plus efficace pour élever la dureté martensitique, ainsi l'on obtient par trempe d'un alliage à 10% de chrome et 0.02% de carbone une martensite avec une dureté d'environ 35 HRC, tandis qu'on obtient environ 50 HRC pour un acier non allié à 0.35% de carbone.

Les éléments d'alliage chrome, molybdène et vanadium et en premier lieu le chrome, accroissent seulement la trempabilité. En associant certains éléments d'alliage, par exemple Nickel-chrome-molybdène, on peut même réaliser la trempe martensitique par refroidissement à l'air.

La trempabilité :

Définition : d'après E.C.BAIN [18], «la trempabilité détermine la section maximale qui, après une trempe donnée, peut être complètement durcie ».

De manière plus directe, plus l'effort technique pour éviter la formation de ferrite (α), perlite (P) ou bainite (B) est grand moins bonne est la trempabilité.

Les éléments : Ni, Mn, Cr, Mo et V sont sans aucun doute les principaux éléments de trempabilité. Le molybdène, le chrome et le vanadium sont des éléments de trempe en profondeur puissants. L'effet du chrome sur la trempabilité croît assez régulièrement avec la teneur, le molybdène est d'abord très efficace que le chrome, mais son effet diminue très fortement au-delà d'environ 1%.

La figure (2.14) montre l'influence des différentes teneurs en chrome et en molybdène sur la trempabilité d'un acier à 0.35% de carbone.

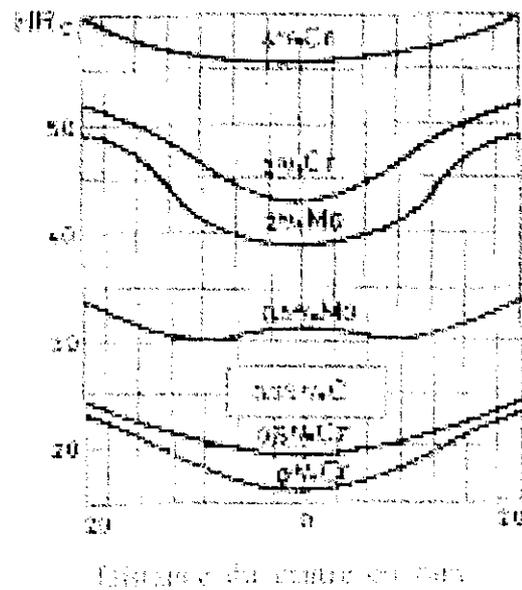


Figure (2.14)

L'influence des différentes teneurs en chrome et en molybdène sur la trempabilité

L'effet relatif des autres éléments d'addition sur le point M_s , (température du début de la transformation martensitique), est symbolisé par la relation empirique d'Andrews :

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 539 - 423(\%C) - 30.4(\%Mn) - 17.7(\%Ni) - 12.1(\text{Cr}) - 7.5(\%Mo).$$

II.2.7- Effet des éléments d'addition sur le revenu :

1. Transformation au cours de revenu :

A l'état brut de trempe la structure de l'acier allié est constituée par un mélange de martensite (ou de bainite) et d'austénite résiduelle avec des carbures non dissous. Au cours du revenu, des transformations se produisent d'une part dans la martensite, d'autre part dans l'austénite résiduelle, on supposant que les carbures non dissous n'interviennent pas dans ces phénomènes. Ces transformations sont très étroitement imbriquées les une aux autres, si bien que l'interprétation des mécanismes d'évolution de dureté que l'on observe est extrêmement délicate.

Ces transformations se traduisent respectivement par des contractions ou des dilatations qui, dans le cas des aciers les plus alliés, se poursuivent jusqu'au niveau du point Ac_1 .

Il existe globalement trois ou cinq étapes selon l'importance des éléments d'addition :

- a) La première, qui s'observe dès 50°C jusque vers 200°C, s'accompagne d'une contraction du métal. Il s'agit de la précipitation de fins carbures ferreux « ϵ » dans la martensite et cette précipitation entraîne un retard à l'adoucissement de la structure brute de trempe.
- b) La deuxième, qui se produit entre 200 et 350°C, s'accompagne également d'une contraction. Il s'agit de la mise en solution du carbure « ϵ » et de la précipitation de la cémentite Fe_3C sur le bord des aiguilles de martensite en structure de Widmanstätten. Ce phénomène s'accompagne d'un abaissement sensible de la dureté de l'acier.
- c) La troisième, a lieu à partir de 450°C dans les aciers à outils très alliés elle correspond à la déstabilisation de l'austénite résiduelle. Conséquence d'une modification de sa composition chimique par suite de la précipitation des carbures (plus aisée que la transformation en bainite ou en perlite) et une remontée du point M_s . Ce phénomène qui est une phase très importante du revenu, s'accompagne d'une dilatation d'autant plus forte que le taux d'austénite résiduelle dans la structure initiale est plus élevé.
- d) La quatrième, qui est également spécifique des aciers à outils très alliés, débute à 600°C et se poursuit jusqu'au point Ac_1 .
Il s'agit de la coalescence de carbures spéciaux et de l'évolution vers la structure de l'état recuit. Cette dernière étape s'accompagne d'une contraction importante.

2. Rôle de l'austénite résiduelle :

Il subsiste après trempe une quantité non négligeable d'austénite résiduelle, étroitement imbriquée à la structure martensitique, qui joue un rôle important au niveau des propriétés d'emploi : difficulté d'obtention de dureté, transformation en martensite secondaire par écrouissage, déformation aux traitements, etc. La quantité d'austénite résiduelle dépend de trois facteurs dans la plus part des aciers à outils :

- La composition chimique de l'acier.
- La température d'austénitisation.
- La vitesse de refroidissement.

Pendant le revenu, même si une partie de cette austénite résiduelle est transformée en martensite par un refroidissement supplémentaire, il en reste une petite quantité qui peut atteindre 10-15%.

Lorsqu'un acier contient peu d'austénite résiduelle, sa décomposition se traduit par des variations dimensionnelles mais n'influe pas sur les duretés et n'entraîne pas obligatoirement un durcissement secondaire.

3. Le durcissement secondaire :

La figure (2.15) illustre le revenu d'acier au chrome contenant 0.35%C et 0.5-2.0-4.0 et 12% de Cr. Dans tous les cas, l'austénitisation et la trempe ont été effectuées de manière à produire la dureté maximale possible. Il suffit de 0.5% de Cr pour réduire l'adoucissement, pour 4%Cr, les effets du durcissement secondaire sont marqués.

En règle générale, les éléments carburigènes retardent l'adoucissement et sont à l'origine du durcissement secondaire. La figure (2.16) montre les effets du molybdène, élément fortement carburigène.

Le molybdène apparaît plus actif que le chrome pour conserver une résistance et une dureté élevées après un revenu.

La figure (2.17) montre la superposition de l'effet du molybdène à celui du chrome (4 à 5%Cr), présentent un retard très marqué à l'adoucissement à 540°C.

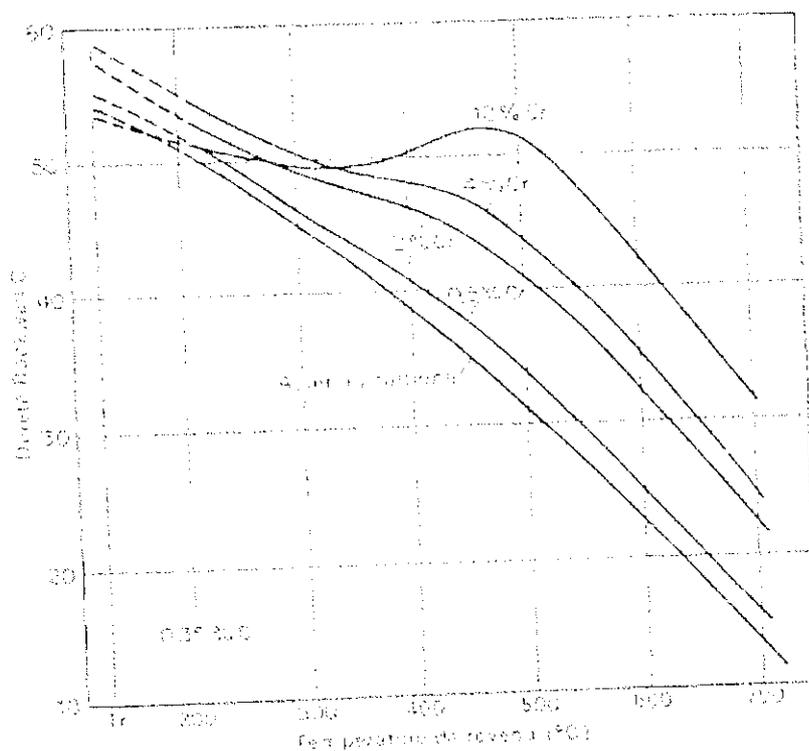


Figure (2.15)
Influence du chrome sur le revenu après trempe d'aciers
à 0.35% C

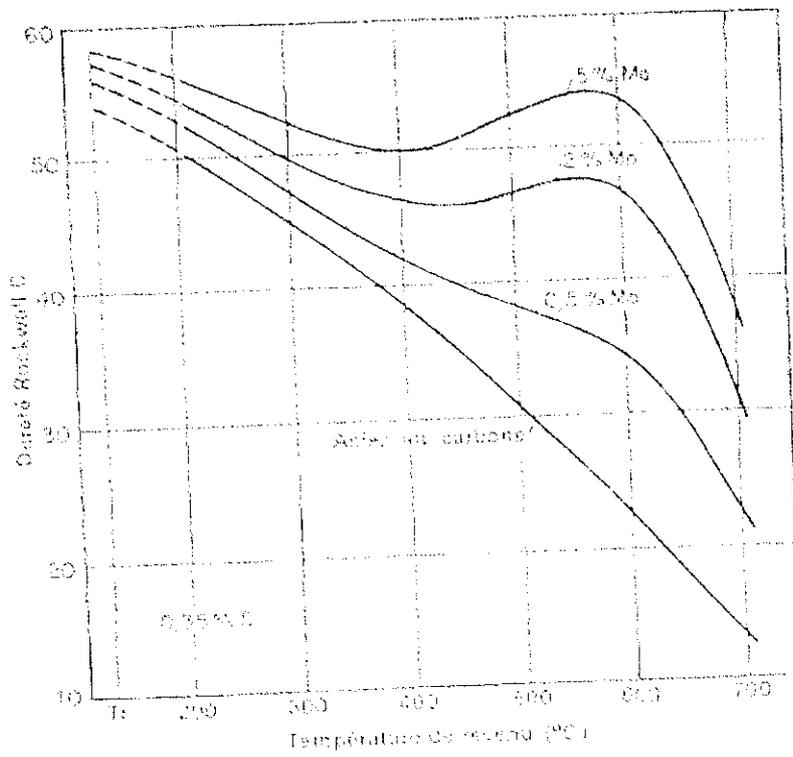


Figure (2.16)
Influence du molybdène sur le revenu après trempe d'aciers à 0.35%c

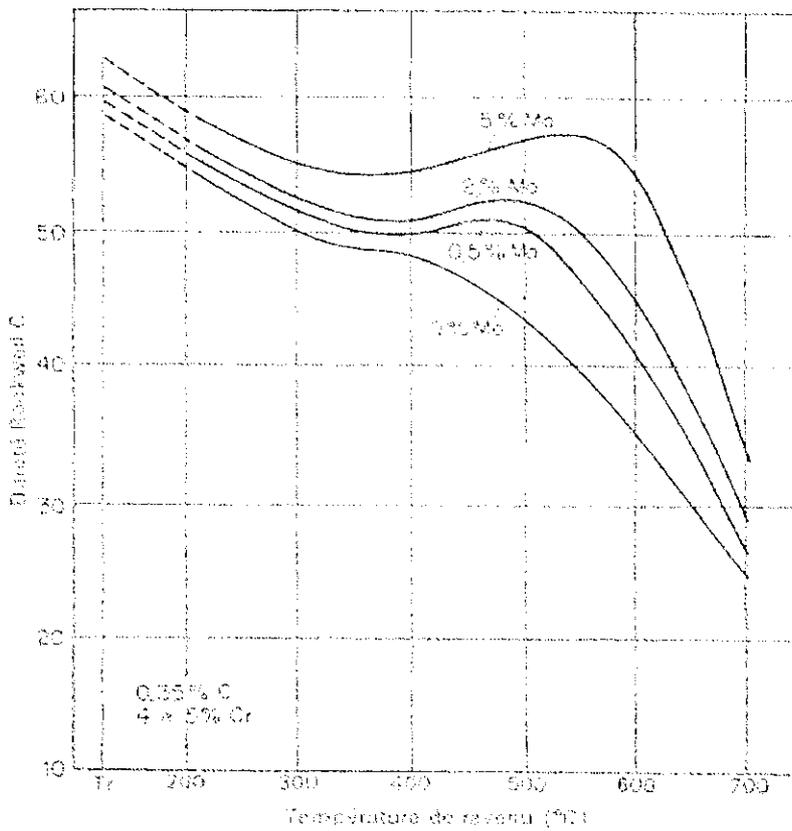


Figure (2.17)
Influence du molybdène sur le revenu après trempe d'aciers à 0.35%c et 4 à 5% Cr

Le durcissement secondaire est provoqué par la dispersion critique des carbures formés par les éléments d'alliage. Ces éléments en effet, ne peuvent diffuser qu'à partir d'environ 500°C et seulement à courte distance.

Cette théorie explique aussi pourquoi ces éléments doivent être d'abord dissous de façon à peu près homogène avant de pouvoir causer un durcissement.

En outre, on constate que, comme dans tout processus de durcissement structural, la température et le temps exercent une influence importante avec l'effet d'interaction. Au-delà d'une certaine température dépendant de l'alliage, un maintien prolongé provoque finalement un surtraitement. Voir figures (2.18), (2.19), (2.20) [18].

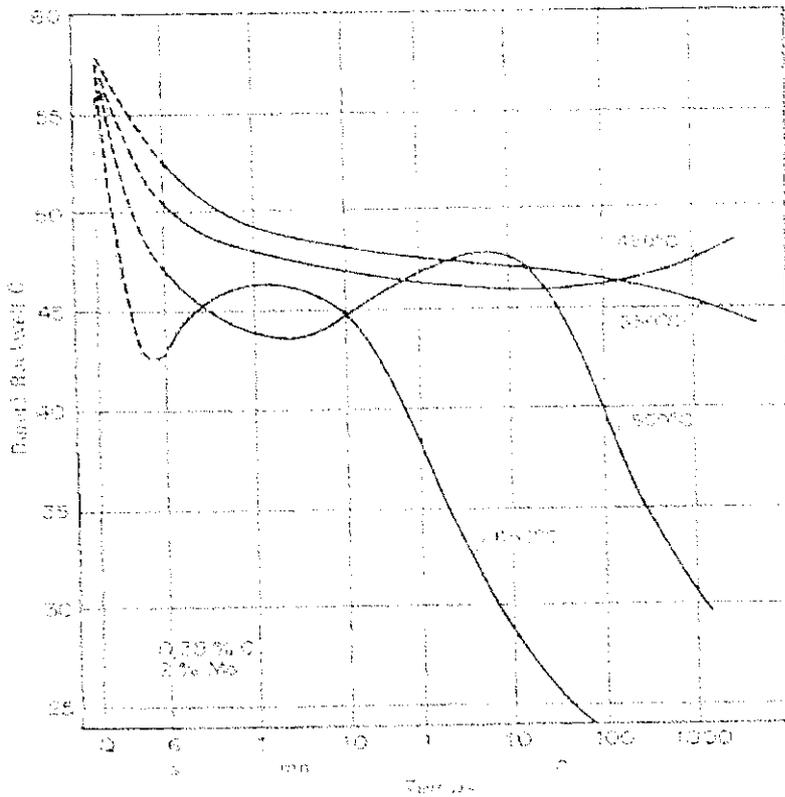


Figure (2.18)

Adoucissement à quatre températures d'un acier à 2% Mo trempé [18].

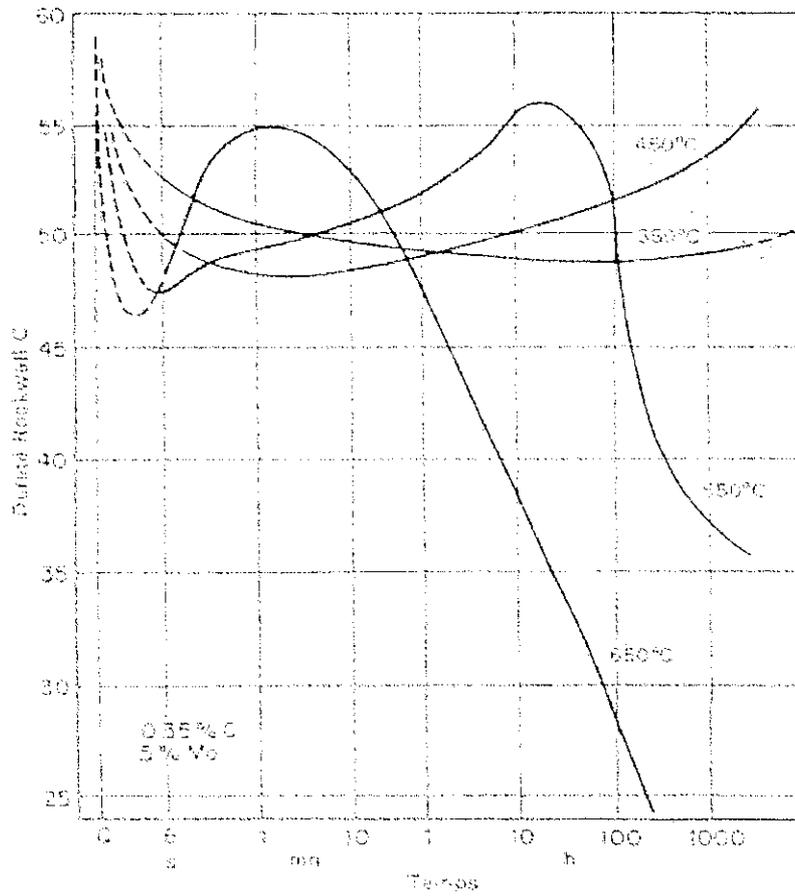


Figure (2.19)
Adoucissement à quatre températures d'un acier à 5% Mo trempé

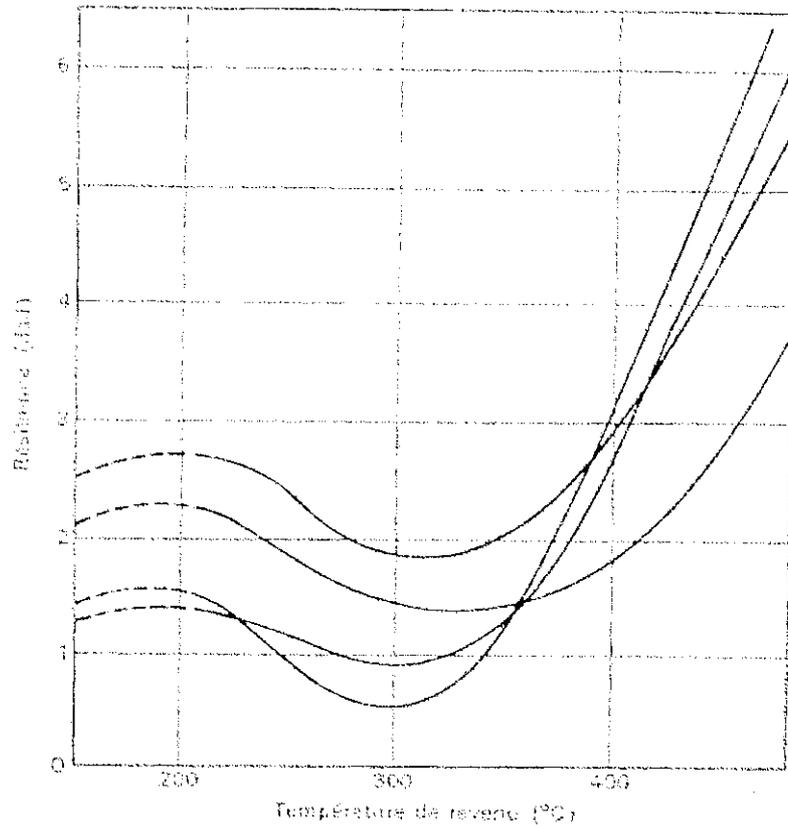


Figure (2.20)

Perte de résilience de quelques aciers alliés après revenu à environ 320°C [18].

II.3- Comportement mécanique des aciers à outils pour travail à chaud :

Introduction

Les aciers à outils sont destinés à travailler par contact, sous contraintes mécaniques et thermiques habituellement élevées et de manière prolongée et répétitive. En outre, malgré l'intensité de ces sollicitations, les aciers à outils possèdent de bonnes propriétés de résistance à ces altérations.

II.3.1- Ductilité :

Une bonne résistance aux chocs thermiques exige une ductilité relativement élevée, alors que celle de la fatigue thermique exige une bonne dureté. Ces exigences sont imposées par les contraintes thermiques. Un compromis pour le matériau qui doit subir un cycle thermique doit être trouvé.

La résilience est fortement influencée par la température de revenu comme le montrent les courbes de la figure (2.21) relatives aux nuances les plus connues parmi les aciers d'outillage à chaud. Il apparaît clairement sur cette figure que les aciers à durcissement secondaire tels que le Z38CDV5 ou le 20DN34-13 ont des niveaux de résilience plus bas que les autres pour des températures de revenu supérieures à 450°C.

Les valeurs de la résilience sont également fortement influencées par la température d'essai comme le montrent les courbes de la figure (2.22) relatives aux nuances les plus connues parmi les aciers d'outillage à chaud. La ductilité de ces aciers est nettement améliorée lorsque la température d'essai dépasse 200°C, ce qui montre l'intérêt que peut présenter le préchauffage dans les ateliers de forge ou d'estompage pour éviter les phénomènes de rupture brutale d'outillage.

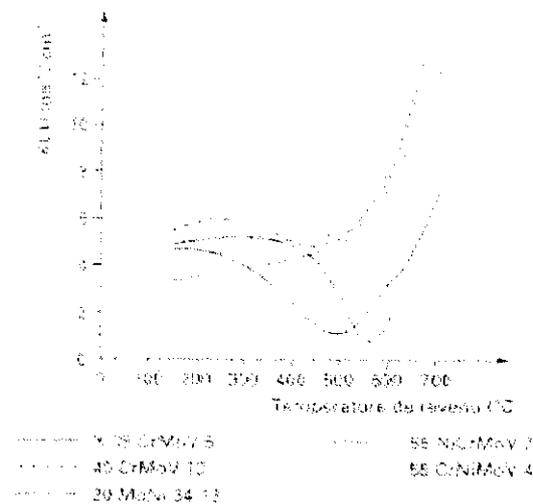


Figure (2.21)
Résilience en fonction de la température de revenu, des aciers d'outillage à chaud

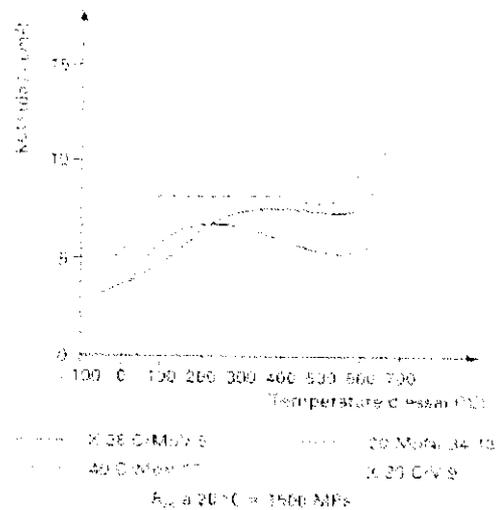


Figure (2.22)
Résilience à chaud des principaux aciers d'outillages utilisés sur presses mécaniques

II.3.2- Résistance à la déformation plastique :

Elle est caractérisée par une bonne résistance au fluage et une limite d'élasticité à chaud élevée. En effet, ces deux propriétés limitent le domaine de la déformation plastique au cours du cycle thermique imposé.

Pour résister au cycle thermique, un alliage doit présenter une dégradation minimale de ces propriétés à chaud tout en ayant une dureté élevée à hautes températures.

II.3.3- Résistance au revenu :

Un acier à outils doit avoir une bonne résistance au revenu pour résister à l'adoucissement, ce dernier est un facteur qui facilite la propagation des fissures de la fatigue thermique.

Il est intéressant d'avoir la structure la plus stable possible compatible avec un niveau de dureté suffisant et cela ne peut être obtenue que lorsque l'acier ait une bonne résistance au revenu. Nous avons présenté sur la figure (2.23) les courbes d'évolution de la dureté en fonction de la température de revenu pour un certain nombre de nuances d'aciers d'outillage à chaud. (Il s'agit dans chaque cas d'un double revenu).

Les aciers Z38CDV5, 20DN34-13, Z30WC9 présentent tous un durcissement secondaire qui se situe aux environs de 550°C pour des revenus de courte durée. Ce durcissement est lié à la précipitation des carbures spéciaux contenant du chrome, du molybdène, du tungstène et vanadium. Au-delà de 600°C, la dureté des aciers les moins alliés chute rapidement alors que celle des aciers les plus alliés reste plus élevée, par suite des fortes additions de tungstène et de vanadium.

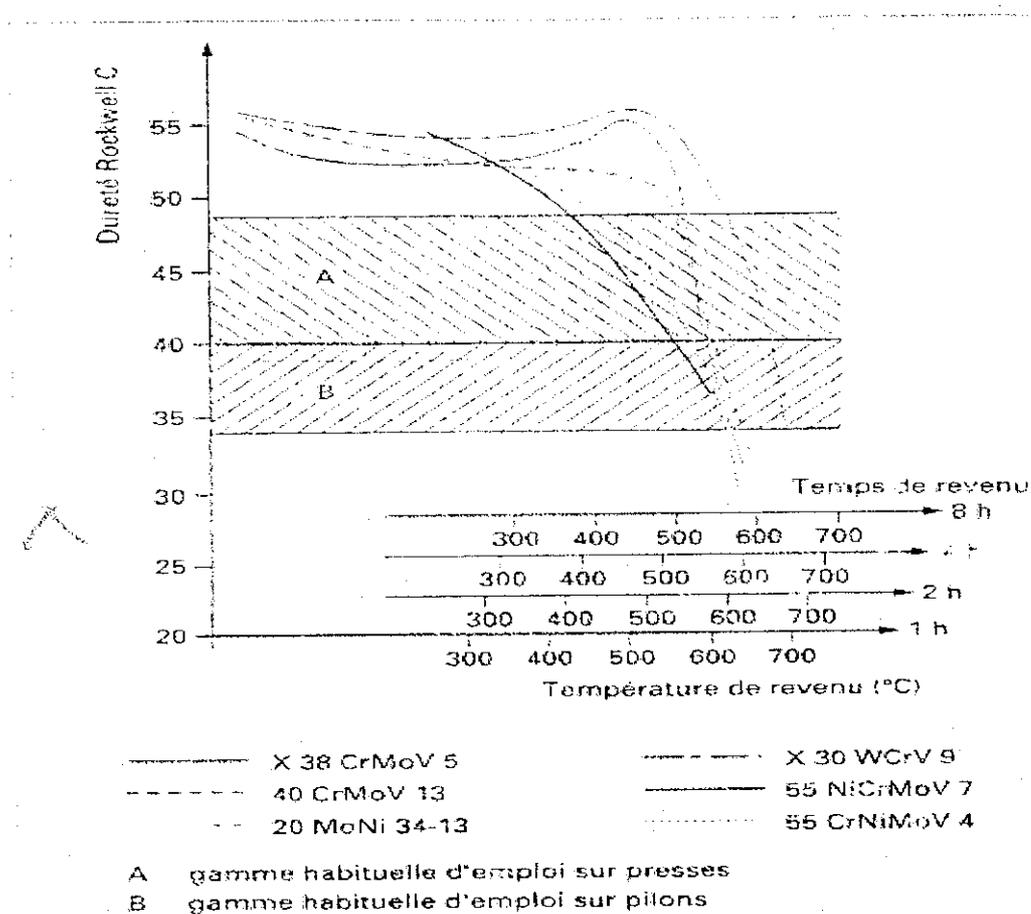


Figure (2.23), dureté en fonction de la température et du temps de revenu des

Deuxième partie : ETUDE EXPERIMENTALE

Introduction

Le phénomène de la fatigue thermique est couramment divisé en deux stades successifs : l'apparition des premières fissures microstructurale (stade d'amorçage) et la propagation de celle-ci jusqu'à l'endommagement. A l'échelle de laboratoire. Il existe plusieurs procédés de chauffage- refroidissement plus au moins convenables à l'un ou l'autre des deux stades précédents.

Certaines études, à caractère très métallurgique puisqu'elles s'intéressent aux causes de germination des premières microfissures, exigent des cinétiques de chauffage très rapides. D'autres études, axées beaucoup plus sur les mécanismes et cinétiques de propagation des fissures, sont moins exigeantes en conditions expérimentales.

Notre travail expérimental a pour objet l'étude du comportement des aciers aux chrome-molybdène-vanadium soumis en condition de cyclage thermique à haute température et analyser l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques au cours du cyclage thermique.

Chapitre III : ESSAI DE FATIGUE THERMIQUE

III.1- Dispositif d'essai :

Pour l'étude du comportement des matériaux sous sollicitations thermiques, la machine d'essai que nous avons utilisée se distingue par sa simplicité, sa fiabilité et sa facilité d'utilisation.

Cette machine a été conçue pour répondre aux objectifs suivants :

- Permettre d'obtenir les conditions de cyclage voulues (températures maximales et minimales, temps de maintien à ces températures).
- Permettre de subir des essais à des éprouvettes normalisées de résilience, de traction ... afin de pouvoir étudier l'évolution des caractéristiques mécaniques au cours du cyclage thermique.
- Possibilité d'étudier l'évolution structurale et de l'endommagement au cours du cyclage thermique.

III.1.1- Description du dispositif :

Notre machine d'essai de cyclage thermique est un assemblage de deux parties, voir les figures (3.1) et (3.2).

a) Un dispositif thermique constitué de :

1. Four tubulaire électrique avec une ouverture en son milieu de 46 mm de diamètre.
2. Armoire de régulation qui permet de contrôler la température du four.
3. Thermocouple TC1 qui transmet la température du four vers l'armoire de régulation.
4. Porte échantillon, permettant de contenir les éprouvettes.
5. Eprouvettes de résilience, de dureté et de caractérisation structurale.
6. Bac d'eau au-dessous du four pour effectuer les trempes.

b) Un dispositif électromécanique constitué de :

7. Système électromécanique composé d'un moteur électrique à courant continu et de bielle-manivelle permettant d'obtenir un mouvement oscillatoire vertical.
8. Générateur à courant continu pour alimenter le moteur.
9. Un temporisateur pour fixer le temps de maintien à chaud.
10. Une minuterie pour réguler l'arrêt de la manivelle.
11. Un switch (fin de course) pour couper le courant dans le circuit et bloquer les échantillons dans le four.
12. Une table potentiométrique (enregistreur), liée aux échantillons, par un thermocouple TC2 pour enregistrer la variation de température des éprouvettes en fonction du temps.
13. Un thermocouple TC2 soudé aux échantillons relié à la table potentiométrique.
14. Un indicateur numérique de température relié à TC2.

Le choix du four électrique tubulaire, en plus de son aspect pratique pour nos essais, est judicieux puisqu'il permet des cinétiques de chauffage relativement rapides et une répartition homogène des températures à l'intérieur de la chambre réfractaire.

Le chauffage est assuré par un ensemble de résistances électriques montées en série et disposées en spirales. Des températures maximales de l'ordre de 1050°C restent tolérables pour le fonctionnement normal du four.

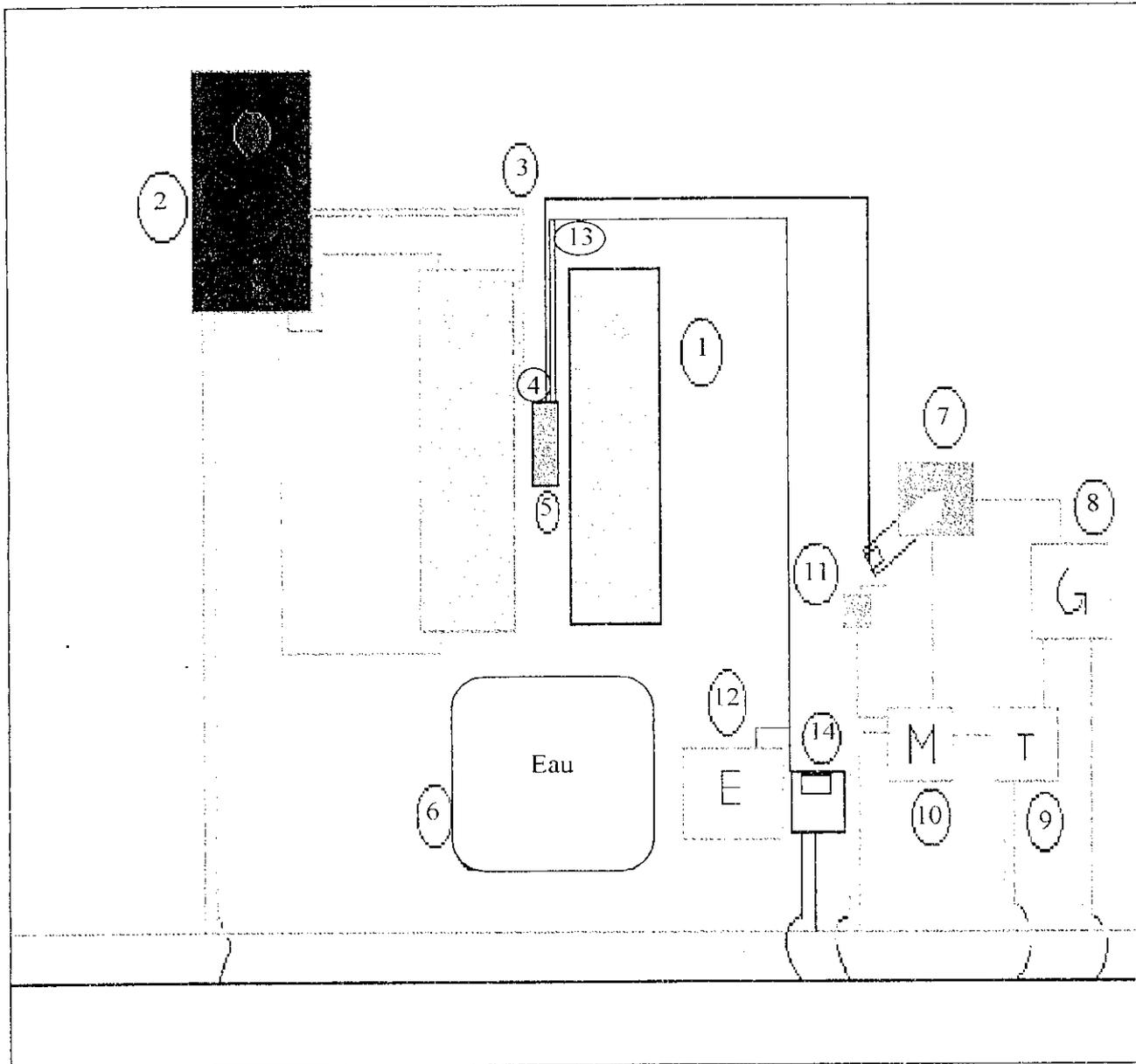


Figure (3.1), schéma du dispositif expérimentale de la fatigue thermique.

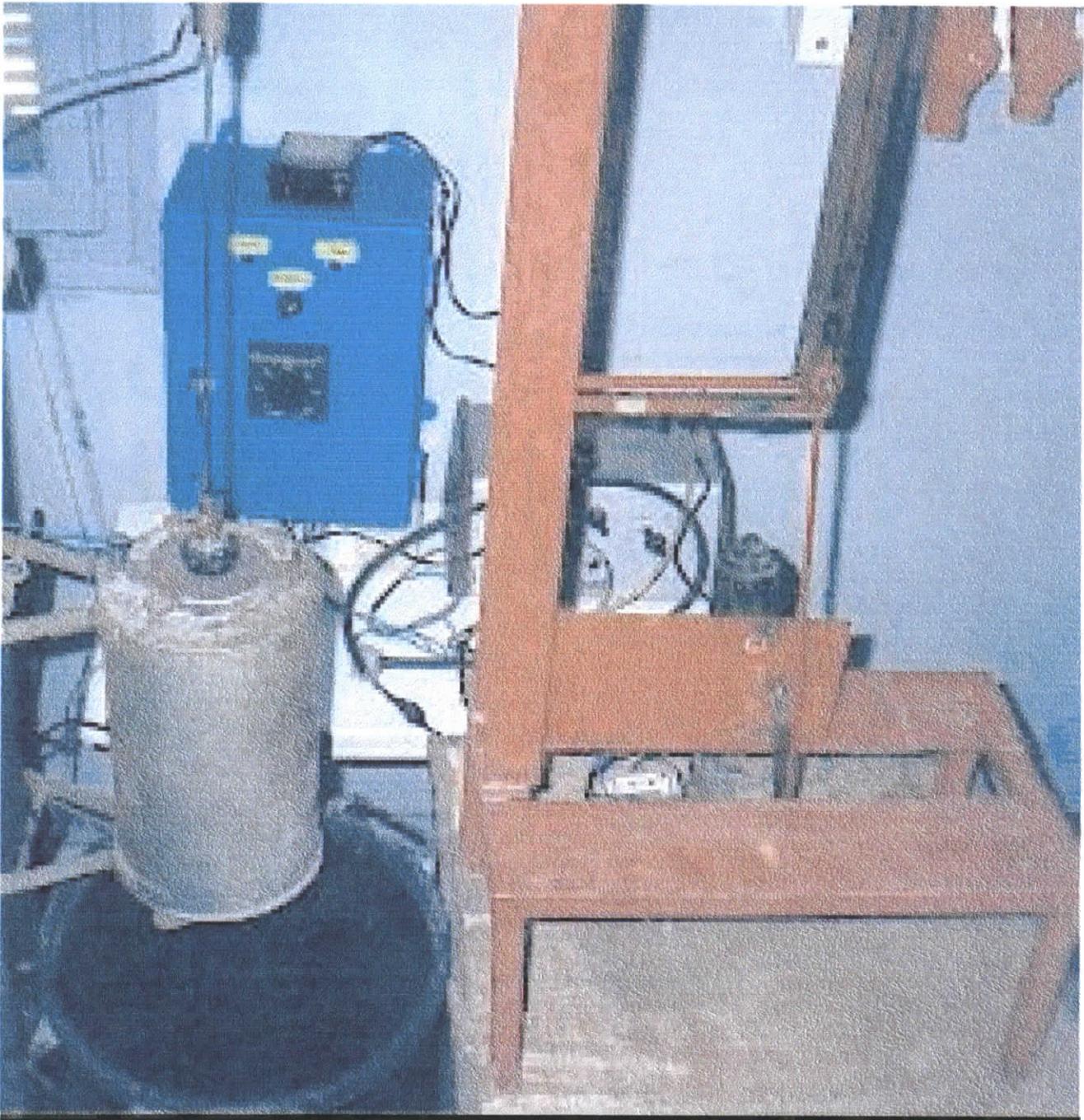


Figure (3.2), Dispositif expérimental de la fatigue thermique

III.1.2- Fonctionnement du dispositif :

La conception du dispositif est fait tel que, nous puissions contrôler la forme du cycle thermique en agissant sur la température maximale de celui-ci et sur la durée de maintien à chaud et à froid.

Dés qu'on fixe la température de consigne du four, l'obtention des cycles thermiques se fait par l'ensemble temporisateur-moteur. Le fonctionnement de ce dernier est schématisé par la figure (3.3).

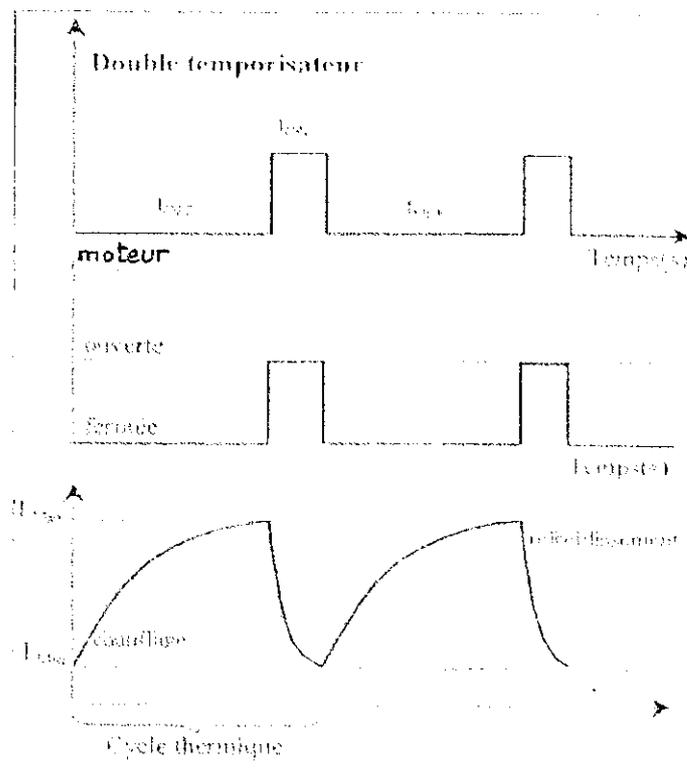


Figure (3.3)
Obtention des cycles thermiques

Le principe de mise en marche de la machine est relativement simple :

A partir d'un ensemble « bielle-manivelle », relié à un moteur électrique commandé par temporisateur, switch, et minuterie. Ce dispositif relié à un fil métallique en acier réfractaire, au bout duquel est fixé le panier porte échantillons. Permet à ce dernier de se déplacer verticalement du four vers le bac à eau et vice-versa en fonction de la rotation du moteur. Un point d'arrêt (fin de course) a été défini et ajusté par des essais préalables. Une fois les échantillons dans le four, dès que le temps t_{off} de maintien à chaud, figure (3.3), est épuisé le temporisateur ferme le circuit d'alimentation du moteur qui se met en marche pendant un temps t_{on} , engendrant un entraînement vertical descendant les échantillons du four vers le bac d'eau pour subir une trempe puis remontés vers le four.

Après avoir fait un tour, la manivelle rencontre dans son mouvement de rotation le switch (fin de course) qui va fermer le circuit pendant une fraction de seconde et cette coupure infime soit-elle va déclencher la minuterie qui va calculer une période relativement courte, le temps nécessaire que le t_{on} soit consommé et le circuit soit fermé.

III.2- Paramètres de fonctionnement :

Ce dispositif permet de varier certains paramètres et de travailler dans des conditions différentes. Ainsi, nous pouvons agir sur les paramètres suivants :

- Température du four (variable de 20 à 1050°C) qui conditionne la température maximale des pièces.
- Nature du bain liquide ou milieu de refroidissement (eau, huile, air, lubrifiant...).
- Fréquence des oscillations.
- Nature du cyclage (choix de θ_{max} , θ_{min} , t_{off} , t_{on}) pour les éprouvettes.

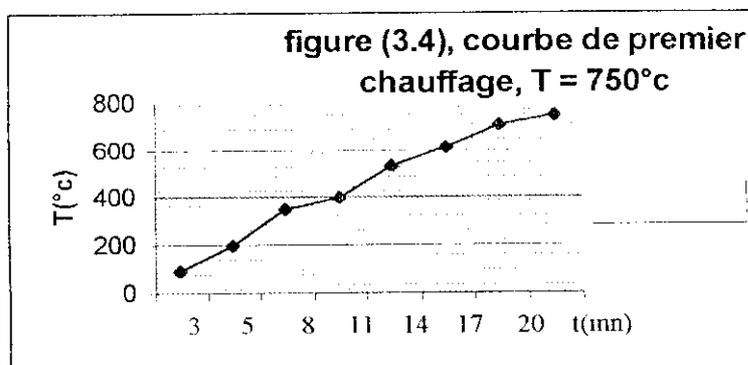
Pour déterminer les paramètres de fonctionnement, nous avons effectué des essais de contrôle en trois étapes en étudiant :

- 1) La courbe de chauffage du four.
- 2) L'évolution du gradient de température ($T_F - T_E$).
- 3) Le teste de cyclage thermique.

II.2.1- Courbe de chauffage du four :

Dans cet essai, nous allons suivre l'évolution de la température de consigne (T_F), donnée au four, en fonction du temps, Voir figure (3.4).

Ce teste nous renseigne sur la cinétique de chauffage de ce four.



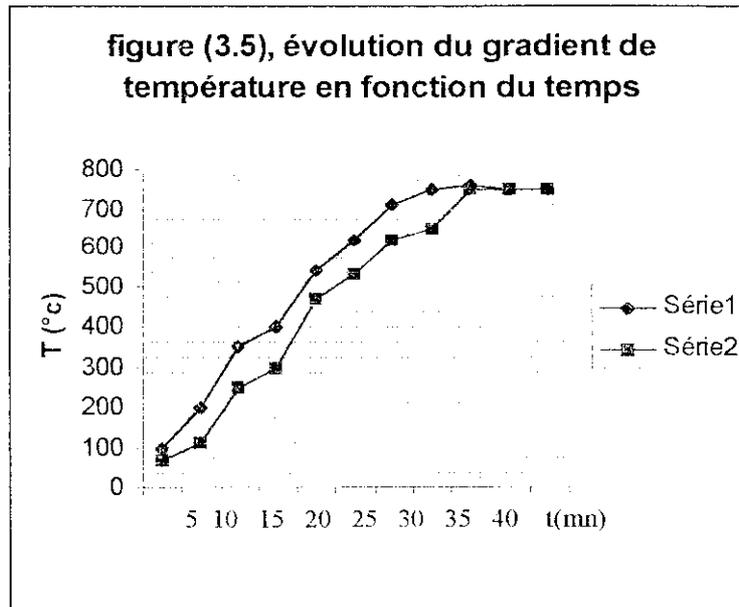
Nous constatons que notre four a une très bonne cinétique de chauffage, en effet, il atteint 750° en moins de 20mn.

II.2.2- Evolution du gradient de température ($T_F - T_E$) :

Cette fois-ci, nous allons suivre l'évolution du gradient de température entre la température de consigne du four (T_F) et la température de l'échantillon (T_E).

On soude le thermocouple TC2 à un échantillon et on relie TC2 avec un indicateur de température numérique pour avoir la température de l'échantillon en temps réel.

Les courbes de l'évolution du gradient de température en fonction du temps sont données dans la figure (3.5).



Série1 = T_F , série2 = T_E

Les faibles valeurs du gradient ($T_F - T_E$), au cours du chauffage, montre que le transfert thermique des parois du four à l'échantillon est très rapide.

II.2.3- Test de cyclage thermique :

C'est le test où tout les composants du dispositif sont utilisés.

Nous avons tracé les courbes du cyclage thermique, subit par l'échantillon-test à l'aide de la table potentiométrique qui est reliée au thermocouple TC2, ainsi que les fluctuations sinusoïdales de la température du four, voir figure (3.6).

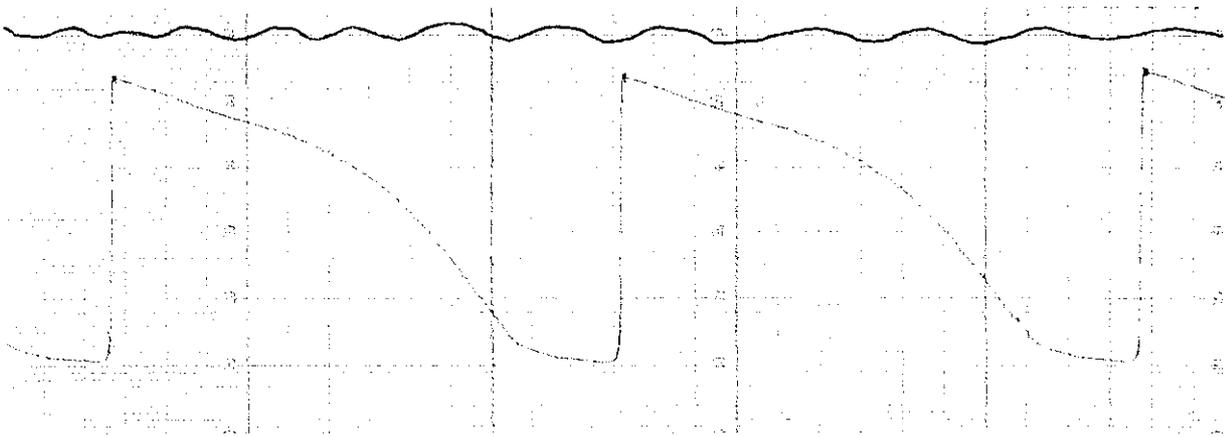


Figure (3.6), Test de cyclage thermique

$$\theta_{\max} = 490^{\circ}\text{C}, \theta_{\min} = \text{ambiante}$$

$$T_{\text{ch}} = 6\text{mn}, T_{\text{ref}} = 6\text{sec}$$

- ❖ Les fluctuations des températures du four sont dues essentiellement à son inertie au cours du cyclage thermique. Mais ces variations restent minimales et n'influent pas sur la température de l'échantillon.

La sensibilité du thermocouple TC1 et de l'armoire de régulation font que la puissance (quantité d'énergie par unité de temps) transmise au four diminue au fur et à mesure que la température mesurée s'approche de la température de consigne.

- ❖ De la courbe de cyclage thermique de l'échantillon nous constatons qu'ils existe quatre temps différent, voir figure (3.7) :

- 1) Temps de maintien à chaud, durée 2mn et $\theta_{\max} = 490^{\circ}\text{C}$.
- 2) Temps de maintien à froid, durée 50 sec et $\theta_{\min} = 110^{\circ}\text{C}$.
- 3) Temps de chauffage, durée 3mn et 5 sec.
- 4) Temps de refroidissement (trempe), durée 5sec.

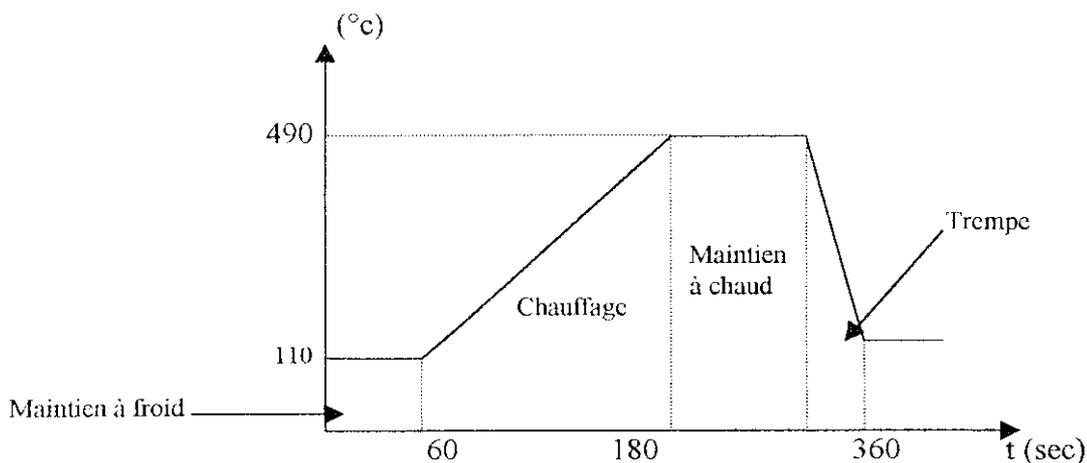


Figure (3.7), courbe de cyclage thermique

$$\theta_{\max} = 490^{\circ}\text{C} \text{ et } \theta_{\min} = 110^{\circ}\text{C}$$

III.3- Le cyclage thermique :

Le but principal de notre travail est d'étudier l'influence du nombre de cycles thermiques (N) et celle de la température θ_{\max} sur la structure et les propriétés de l'acier à outils Z38CDV5.

Les essais ont été effectués sous forme de chocs thermiques, car les gradients de température sont assez élevés avec le refroidissement à l'eau.

Le mode opératoire est composé de deux parties principales dont les paramètres expérimentaux sont présentés dans le tableau suivant :

Paramètres		Nombre de cycle (N)	θ_{\max} (°C)	θ_{\min} (°C)	$\Delta\theta$ (°C)	t_{off} (mn)	t_{on} (mn)
Partie I	E1	100	490	380	110	6	7
	E2	200					
	E3	400					
	E4	600					
	E5	800					
	E6	1000					
Partie II	E11	100	550	440	110	6	7
	E22	200					
	E33	400					
	E44	600					
	E55	800					
	E66	1000					

Pour nos essais on a utilisé des éprouvettes de résilience et des échantillons pour la dureté et la caractérisation structurale.

Nous avons fait deux séries d'essais jusqu'à **1000** cycles en prélevant des éprouvettes à **100, 200, 400, 600, 800** et **1000** cycles.

Chapitre IV : MATERIAU ETUDIE

IV.1- Etat de livraison :

Le matériau étudié est l'acier à outils pour travail à chaud de nuance, selon la norme européenne NE 10027, Z38CDV5.

L'acier a été livré sous forme de barreau de section rectangulaire de dimensions $35 \times 20 \times 600 \text{ mm}^3$.

L'acier est à l'état recuit de coalescence. Figure (4.1), La structure, vue au microscope optique, est riche en précipités de petits globules de carbure type Cr_7C_3 et Mo_2C répartis irrégulièrement. Les carbures de vanadium très fins du type VC sont invisibles pour le grossissement utilisé.



Figure (4.1), Structure de l'acier à l'état brut de livraison

IV.2- Composition chimique :

L'analyse chimique par spectrométrie a été réalisée au niveau du laboratoire de la SNVI de Rouiba.

La composition chimique moyenne de l'acier est la suivante :

Composition chimique	%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Cr	%Mo	%V
Z38CDV5	0.365	0.25	0.84	0.012	0.0037	4.93	1.18	0.36

Les résultats de ces analyses rejoignent les données recueillis au près du fournisseur et confirment, selon la norme européenne (EN 10027-1) et la norme française AFNOR (NF A 02-005), que cet acier appartient à la famille des aciers à outils alliés pour travail à chaud résistant aux chocs thermiques.

IV.3- préparation des éprouvettes et des échantillons :

IV.3.1- Usinage :

Les opérations de découpage du barreau et d'usinage des éprouvettes de résilience et de dureté ont été effectuées chez un tourneur privé de la ville de Rouiba et au niveau de l'atelier de mécanique d'Air Algérie.

IV.3.2- Traitements thermiques :

Les traitements thermiques de trempe et revenu ont été effectués aux départements de génie mécanique et de génie métallurgique de l'Ecole Nationale Polytechnique. Les différents traitements appliqués aux échantillons à l'état brut sont les suivant [17], figure (4.2) :

- ❖ Austénitisation à 1010°C pendant 30mn, suivie d'une trempe à l'huile.
- ❖ Deux revenus à 610°C pendant 2h avec refroidissement à l'air.

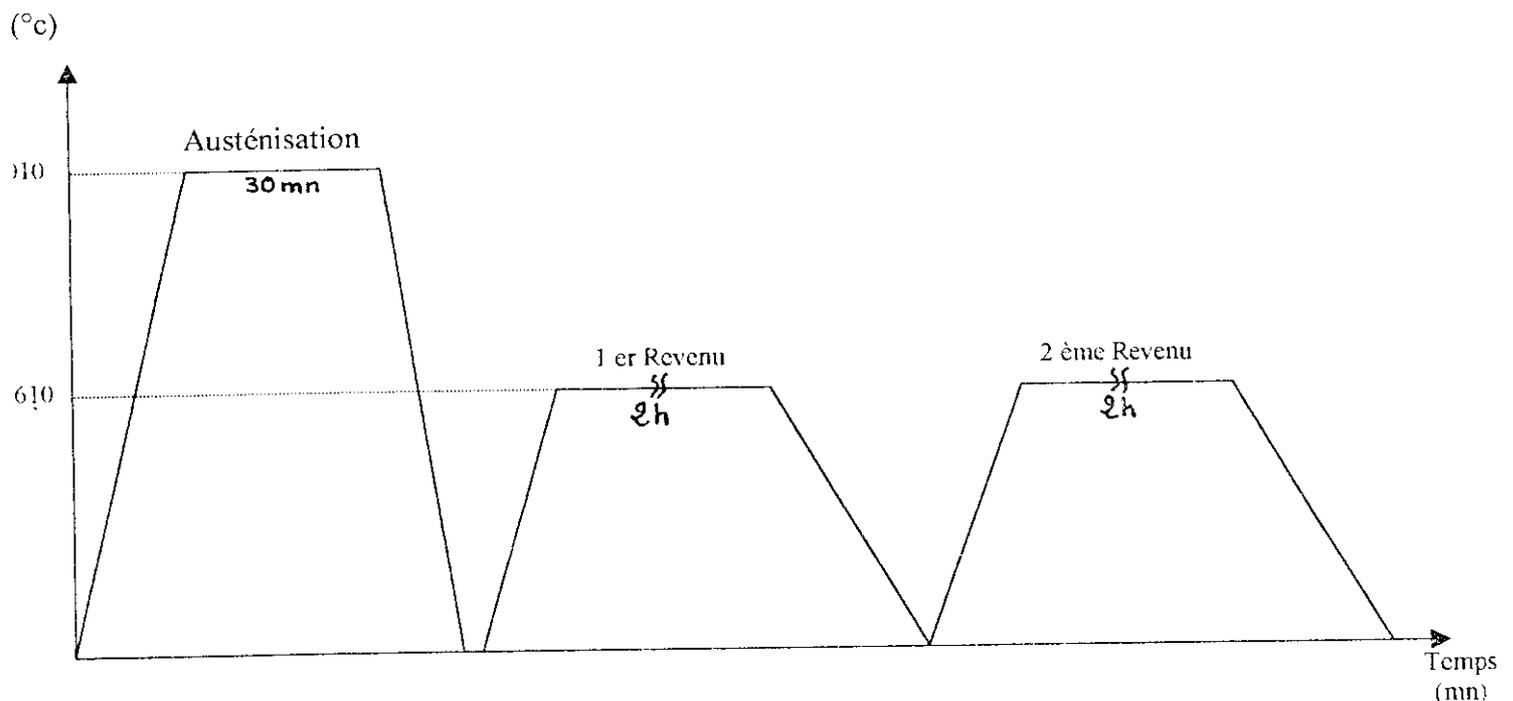


Figure (4.2), les traitements thermiques.

Les paramètres de traitements thermiques (températures et temps) ont été soigneusement choisis en tenant compte de la nature de l'acier et des propriétés désirées après.

Le deuxième revenu est nécessaire pour éliminer complètement la martensite revenue et l'austénite résiduelle qui subsiste après le premier revenu. En effet, ces deux phases sont néfastes pour la résistance mécanique de l'acier à haute température.

IV.3.3- Structure de l'acier après traitements thermiques :

La structure observée au microscope après traitements thermiques est composée de deux phases : une matrice ferritique et des globules de carbures de type Cr_7C_3 , Mo_2C et VC , voir figure (4.3), l'austénite résiduelle transformée en ferrite et en cémentite en premier lieu, cette dernière, n'étant pas stable par la présence de grandes additions d'éléments carburigènes, est immédiatement remplacée par les carbures spéciaux nommés auparavant.

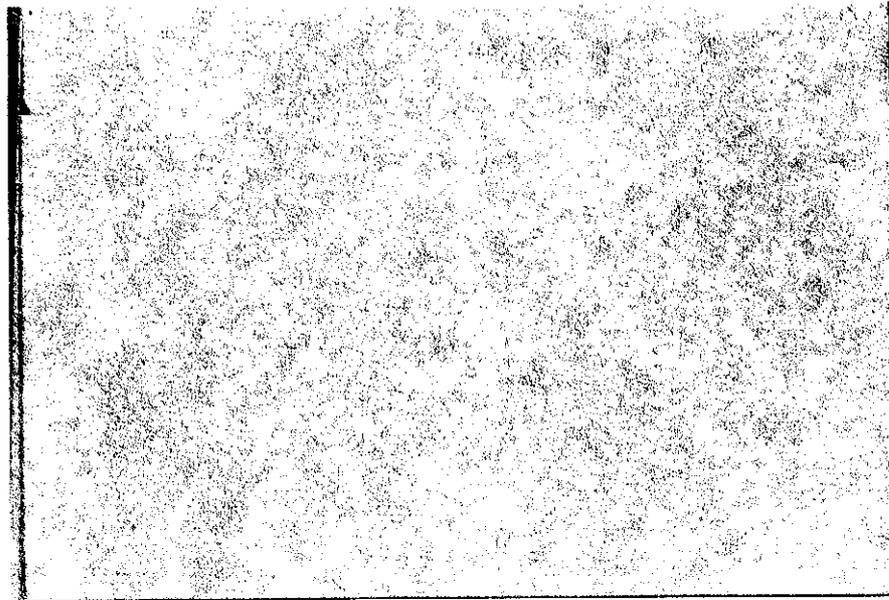


Figure (4.3), Structure de l'acier après traitement thermique

IV.3.4- propriétés mécaniques de l'acier après traitements thermiques :

Les propriétés mécaniques de l'acier après traitement thermique sont assez bonnes. En effet, les essais de dureté et de résilience qui ont été effectués sur les éprouvettes avant le cyclage thermique confirme la bonne résistance et ductilité de l'acier tel que pour la dureté on trouve 214 HV et 34.7 J/cm² pour la résilience type KCU (entaille en U).

Chapitre V : METHODES D'ANALYSE ET DE CARACTERISATION

Introduction

Les caractéristiques mécaniques, morphologiques et structurales de l'acier étudié ont été obtenues par différentes méthodes d'investigations telles que : la dureté, la résilience, le microscope optique (MO), la microscopie électronique à balayage (MEB),

Ces techniques diffèrent par le type d'information qu'elles fournissent, le volume analysé, les limites de détection et de sensibilité. Elles vont permettre de contrôler et comparer les changements de structures et de phases lors des essais de fatigue thermique.

V.1- Polissage :

Avant toute observation l'échantillon doit subir un polissage et ultérieurement une attaque chimique.

Pour faciliter le polissage on a fait un enrobage à froid des échantillons de dureté et de caractérisation, avec une résine, durcissante à température ambiante, qui s'appelle : Mecaprex KM.

Sur chaque échantillon, nous avons effectué un polissage de la surface à caractériser avec du papier abrasif de granulométrie croissante : 180, 400, 600 et 1000 avec lubrification à l'eau, suivi d'une finition par une suspension d'alumine sur un drap de laine fine et de la pâte diamantée 1 μ m.

V.2- Caractérisation structurale par microscope optique (MO) :

L'observation métallographie de la morphologie des phases a été réalisée à l'aide d'un microscope optique à l'EMP et au laboratoire de solutions solides de l'USTHB.

L'état poli des échantillons, étant très difficilement observable tel quel, doit être attaqué chimiquement pour révéler et contraster les différentes phases de la structure.

L'attaque chimique a été effectuée à l'aide d'une solution alcoolique d'acide nitrique (Nital 4%), la composition pour 10 ml de Nital 4% on a :

- 9.6 ml d'éthanol (96%).
- 0.4 ml d'acide nitrique (4%).

La durée d'attaque est entre 10 et 15 secondes, suivie d'un rinçage à l'eau puis un séchage au séchoir.

La métallographie par microscope optique de nos échantillons est systématique. Ces observations donnent des informations préalables sur la morphologie et le nombre de phases en présence.

V.3- Caractérisation mécanique :

V.3.1- Essai de résilience :

Cet essai a pour but de déterminer la ténacité d'un métal, c'est-à-dire sa résistance aux chocs. Elle est mesurée par l'énergie nécessaire pour provoquer la rupture de l'échantillon.

On la rapporte à une section de un centimètre carré (résilience unitaire). Elle s'exprime en joule sur centimètre carré.

1) Dispositif d'essai :

L'appareil utilisé pour cet essai est le mouton de Charpy, figure (5.1), une masse M présentant un couteau C est fixée à l'extrémité d'un bras pouvant osciller dans un plan vertical autour d'un axe horizontal A . L'éprouvette E fixée sur un support S , peut être frappée par le couteau C quand celui-ci passe par sa position la plus basse.

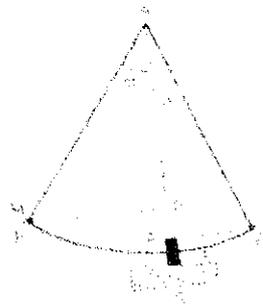


Figure (5.1), Mouton Charpy

2) Fonctionnement :

Pour réaliser l'essai on écarte le bras du pendule d'un angle α par rapport à sa position d'équilibre puis on le relâche. Quand le pendule vient frapper l'éprouvette il possède une énergie cinétique égale à l'énergie potentielle qu'il avait à sa position de départ P . Après avoir rompu l'éprouvette, le pendule remonte jusqu'à un point P' . Il fait alors un angle α' avec la verticale passant par A . L'énergie dépensée pour rompre l'éprouvette mesure la résistance du métal.

3) Forme de l'éprouvette :

Les éprouvettes normalisées ont une longueur de 55 mm et une section carrée de 10 mm de côté. Elles présentent une entaille de 5 mm de profondeur terminée par un fond cylindrique de 1 mm de diamètre.

Les éprouvettes reposent sur deux appuis distants de 40 mm.

Elles sont soumises au choc du côté non entaillé. Le couteau a une forme triangulaire, l'angle au sommet est de 3° . Il est terminé par un arrondi de 1 mm de rayon. figure (5.2)

Nous avons utilisé pour nos mesures une charge de 300 kg.

Les essais ont été effectués à l'EMP.

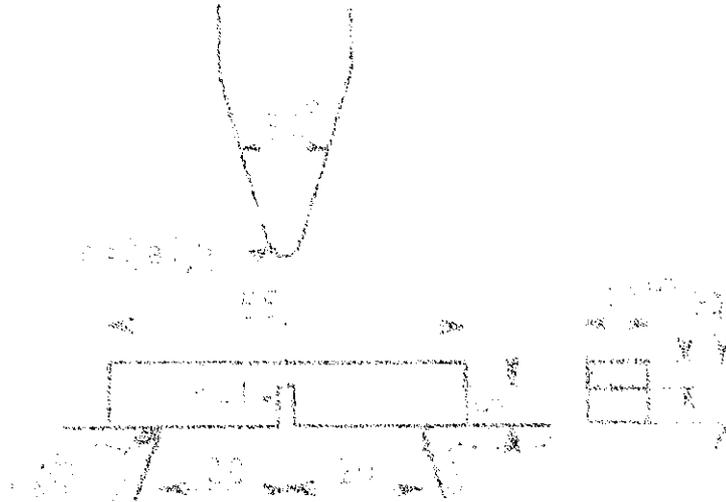


Figure (5.2), Eprouvette de résilience

V.3.2- Essai de dureté :

La dureté d'un métal est la résistance qu'il oppose à la pénétration d'un autre corps plus dure que lui. Pour des conditions expérimentales données, la dureté du métal est d'autant plus grande que la pénétration du corps est plus faible.

Dans des essais de dureté, on exerce sur un poinçon une force constante pendant un temps donné. Plusieurs types d'essai sont couramment utilisés. Leur principe est le même, ils ne diffèrent que par la forme du pénétrateur utilisé.

Nous avons utilisé pour notre acier, l'essai Vickers, plus adapté à notre acier.

Essai Vickers. Le pénétrateur est une pyramide en diamant à base carrée dont l'angle au sommet est de 136° . Il détermine dans le métal une empreinte pyramidale de surface latérale S . la dureté Vickers est définie par le rapport $HV = P/S$ où P est la charge appliquée (en kg) La surface latérale S de l'empreinte peut s'exprimer en fonction de la diagonale et du carré de base de l'empreinte pyramidale lorsqu'on a supprimé la charge :

$$S = d^2 / (2 \sin 68^\circ).$$

$$\text{D'où } HV = 2 P \sin 68^\circ / d^2 = 1.8544 P / d^2$$

La charge étant de 40 kg

Les essais de dureté Vickers ont été effectués à l'EMP.

Chapitre VI- RESULTATS ET INTERPRETATIONS

VI.1- Résultats expérimentaux :

Introduction

Dans l'étude expérimentale que nous avons menée des essais de fatigue thermique de l'acier Z38CDV5 dans deux conditions de température maximale (490°C et 550°C).

Dans les essais nous avons utilisé des éprouvettes qui permettent d'étudier les effets du cyclage thermique sur la microstructure, sur la résilience et la dureté de l'acier.

Les conditions opératoires ont été définies dans le chapitre (III.3).

VI.1.- Effet du cyclage thermique sur la structure

1) Cyclage avec une température maximale (θ_{max}) de 490°C :

Après 200 cycles, nous observons une transformation de la structure de l'acier, la densité des carbures est plus importante et leur taille plus fine, figure (6.1).

La structure est aciculaire, ce qui ne permet pas de différencier les différents types de carbures présents.



Figure (6.1)

Essai 1, structure après 200 cycles

Après 600 cycles, la taille des carbures a augmenté et leur nombre a diminué par le phénomène de la coalescence, figure (6.2)



Figure (6.2)
Essai 1, structure après 600 cycles

On remarque le regroupement des carbures selon une configuration de maillage qui se développera en une structure propre à la fatigue thermique appelée « faillançage thermique ».

Après 1000 cycles, la coalescence est très importante et la taille des carbures relativement élevée, figure (6.3)



Figure (6.3)
Essai 1, structure après 1000 cycles

On distingue dans cette figure une macrofissure remplie d'oxyde et de carbure qui prend naissance à la surface à partir d'une entaille et qui se développe perpendiculairement à celle-ci.

2) Cyclage avec une température maximale (θ_{\max}) de 550°C :

La structure de l'acier après 200, 400 cycles montrent l'importance de la précipitation des carbures, figure (6.4) et (6.5).

Après 400 cycles, la coalescence se produit et se développe au cours du temps.



Figure (6.4)
Essai 2, structure après 200 cycles

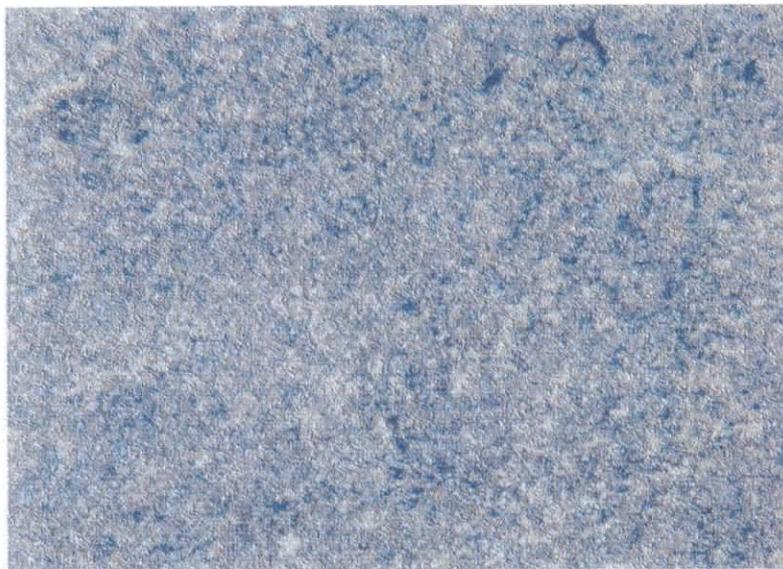


Figure (6.5)
Essai 2, structure après 400 cycles

A 800 cycles, on observe la présence d'une tapure de taille importante, remplie d'oxyde et de carbures, figure (6.6).

Cette tapure servira de site d'amorçage de la fissuration.



Figure (6.6)

Essai 2, structure après 800 cycles

La comparaison des structures cyclées respectivement à 490°C et à 550°C. montre que les phénomènes de précipitation et de coalescence des carbures sont plus importants lorsque θ_{\max} est de 550°C, figure (6.7) et (6.8).

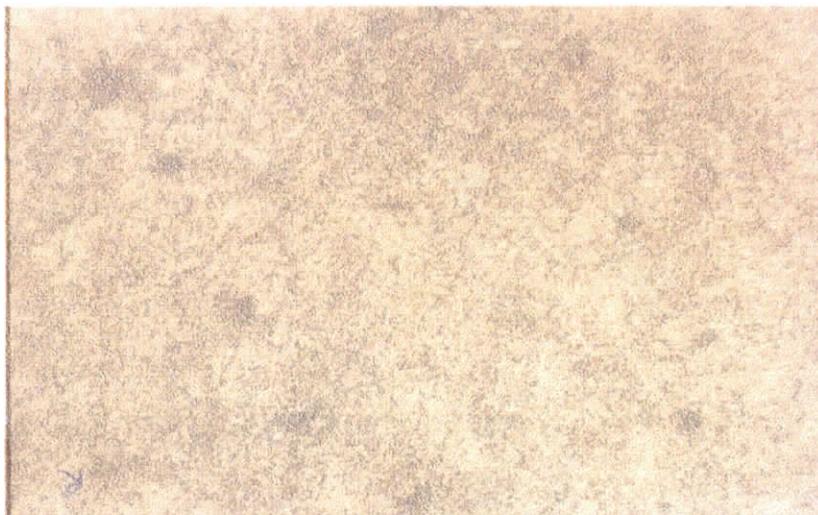
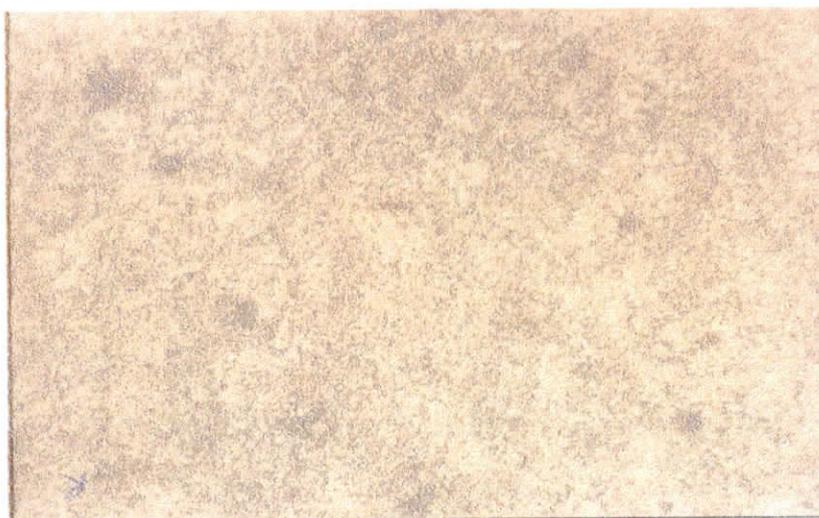


Figure (6.7)

Essai 1 ($\theta_{\max}=490^{\circ}\text{C}$), structure après 200 cycles

**Figure (6.8)**Essai 2($\theta_{\max}=550^{\circ}\text{C}$), structure après 200 cycles**VI.1.2- Effet du cyclage thermique sur la résilience :**

On a effectué des essais de résilience pour l'éprouvette de référence et les éprouvettes soumises aux conditions de cyclages thermiques, définis auparavant pour les deux types d'essais.

Les résultats obtenus sont regroupés dans le tableau III, suivant :

Essai	$\theta_{\max}(^{\circ}\text{C})$	Nombre de cycle(N)	Test 1(J/cm ²)	Test 2(J/cm ²)	Test 3(J/cm ²)	Moy (J/cm ²)
-	-	Référence	34.7	34.6	34.8	34.7
1	490	100	34.1	36.2	35.0	35.1
		200	36.8	35.5	36.3	36.2
		400	33.9	34.0	34.1	34.0
		600	36.8	36.1	36.9	36.6
		800	38.1	38.5	38.6	38.4
		1000	42.0	39.8	41.8	41.2
2	550	100	36.1	36.5	36.9	36.5
		200	33.0	33.8	32.5	33.1
		400	27.2	27.9	28.3	27.8
		600	33.1	32.5	33.1	32.9
		800	39.1	38.7	38.6	38.8
		1000	44.8	45.2	46.2	45.4

Tableau III : Résultats obtenus pour la résilience.

L'allure des courbes de résilience présentées dans la figure (6.9) permet de faire les observations suivantes :

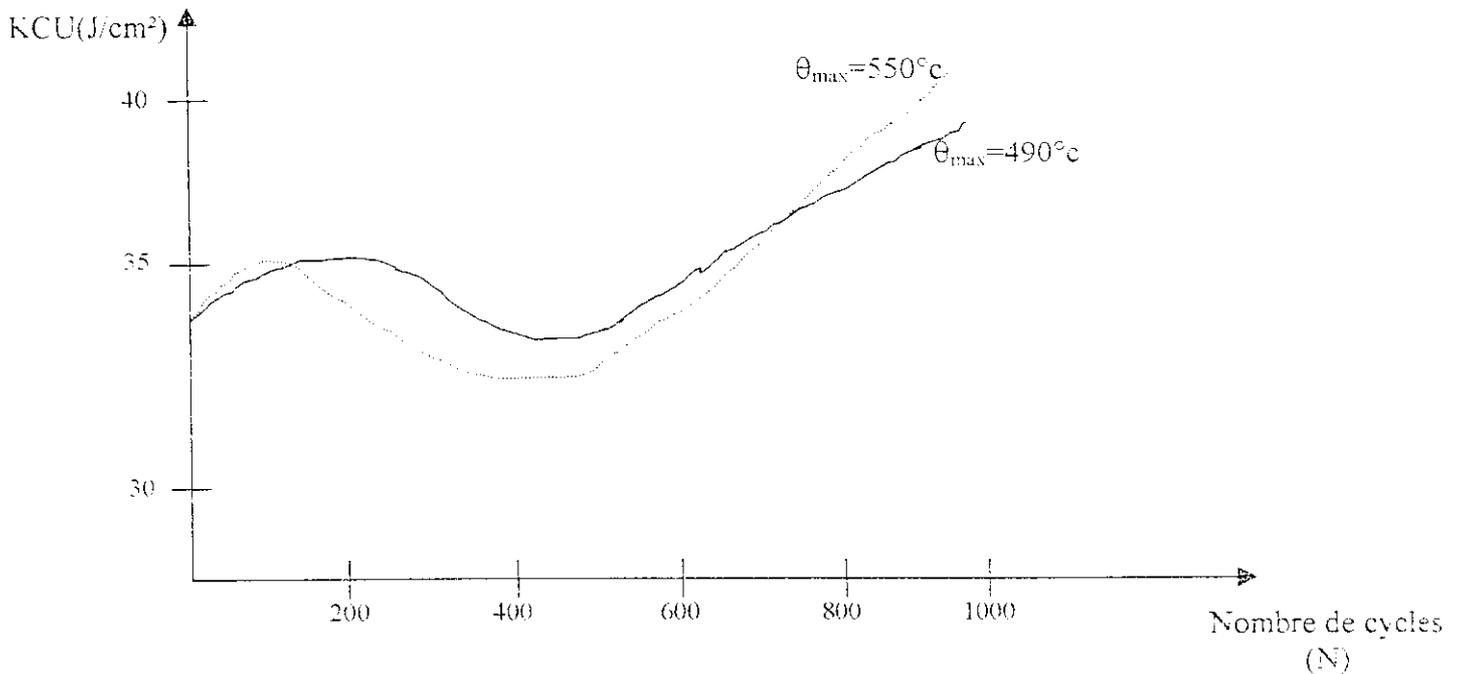


Figure (6.9), Courbes de résilience pour chaque températures d'essai.

- Pour le cyclage avec une température maximale de 490°C, nous constatons pendant les 200 premiers cycles une augmentation de la résilience suivie pendant les 200 cycles suivant d'un affaiblissement pour atteindre un minimum vers 400 cycles. Enfin, la résilience sera améliorée pendant le reste de l'expérience (N>400 cycles).
- Pour le cyclage avec une température maximale de 550°C, en comparaison avec l'essai à 490°C, les mêmes tendances de l'évolution de la résilience sont observée. Toutefois on relève une augmentation importante de la résilience pendant les 100 premiers cycles à 500°C jusqu'à dépasser le niveau atteint à 490°C. L'abaissement de la résilience à 550°C est plus important après 200 cycles qu'à 490°C. Après 400 cycles la résilience à 550°C sera plus élevée qu'à 490°C.

VI.1.3- Effet du cyclage thermique sur la dureté :

On a effectué des mesures de dureté sur tous les échantillons cyclés ainsi que sur l'état de référence en prenant 5 points de mesures différents pour chaque échantillon.

Les résultats obtenus sont regroupés dans le tableau IV suivant :

Essai	θ_{max} (°C)	Nombre de cycle(N)	Test 1(hv)	Test 2(hv)	Test 3(hv)	Test 4(hv)	Test 5(hv)	Moy (hv)
-	-	Référence	223	214	206	206	221	214
1	490	100	202	191	198	193	201	197
		200	186	187	184	180	188	185
		400	430	422	418	432	428	426
		600	396	398	396	395	395	396
		800	184	187	184	183	182	184
		1000	187	177	181	187	178	182
2	550	100	185	180	183	180	192	184
		200	208	201	205	197	219	206
		400	202	200	201	197	200	200
		600	198	195	190	189	193	193
		800	189	178	179	184	180	182
		1000	170	172	170	178	165	171

Tableau IV : Résultats des essais de dureté

L'allure des courbes des dureté présentées dans la figure (6.10) permet de faire les observations suivantes :

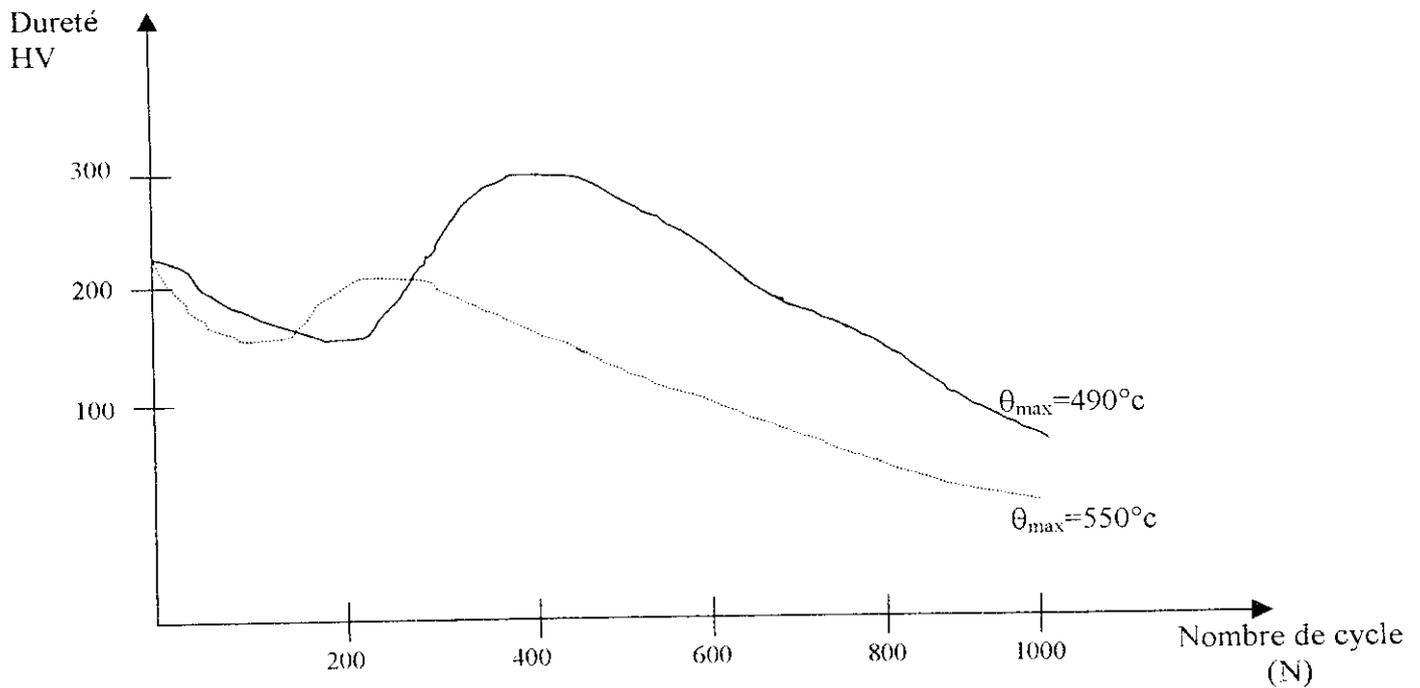


Figure (6.10), Courbes de dureté pour chaque températures d'essai.

- Pour les cycles avec une température maximale de $490^{\circ}C$, nous constatons un abaissement de la dureté pendant les 200 premiers cycles, suivi d'une augmentation pour atteindre une valeur maximale à 400 cycles et enfin un adoucissement jusqu'à 1000 cycle.
- Pour le cyclage avec une température maximale de $550^{\circ}C$, l'abaissement de la dureté est plus importante et plus rapide car il se produit pendant les 100 premiers cycles. Ensuite, un durcissement se produit jusqu'à 200 cycles et enfin un adoucissement plus accentué qu'à $490^{\circ}C$ jusqu'à 1000 cycles.

VI.2- Interprétations des résultats expérimentaux :

Introduction

Les résultats obtenus traduisent le comportement de notre acier soumis à des cyclages thermiques. La température maximale et le nombre de cycle sont les facteurs variables de notre expérience pour étudier l'évolution de la structure et des propriétés mécaniques (dureté et résilience).

Nous allons interpréter, dans ce qui suit, les différents résultats obtenus en fonction de ces facteurs.

VI.2.1- Effet du cyclage thermique sur la structure de l'acier Z38CDV5:

a) Effet de la durée du cyclage :

A l'état initial, l'acier Z38CDV5 a une structure de revenu constituée d'une matrice ferritique et des carbures de chrome Cr_7C_3 de molybdène Mo_2C et de vanadium VC. En réalité, le double revenu n'a pas suffi pour éliminer toute l'austénite résiduelle et la martensite, cela s'explique par la grande stabilité acquise par ces deux phases lorsqu'elle contiennent des éléments tels que le Cr, Mo et V.

Au cours du cyclage thermique, la structure subit d'abord une décomposition de l'austénite résiduelle et de la martensite revenue, ces réactions aboutissent à la formation de la ferrite et de la cémentite alliée.

Une fois ces réactions terminées, la cémentite alliée est instable par la présence de fortes additions d'éléments carburigènes, se transforme en carbures de chrome, de molybdène et de vanadium qui sont des phases plus stables.

La précipitation des nouveaux carbures se produit en parallèle avec la coalescence des anciens carbures précipités lors du revenu.

Après une durée suffisante du cyclage, durée dépendant de la température maximale et du gradient thermique, la précipitation est achevée et seul le processus de la coalescence demeure.

Cette coalescence est, en réalité, contrôlée par la présence des carbures fins de Mo et surtout de vanadium qui empêchent un grossissement exagéré des grains ferritiques. Seuls les carbures de chrome ayant déjà une taille relativement importante peuvent subir une croissance irrégulière.

b) Effet de la température maximale :

Une augmentation de la température maximale du cycle thermique favorise les réactions de diffusion et donc de précipitation et de coalescence, ainsi, un cyclage avec une température maximale de 550°C entraîne une durée plus courte pour la décomposition de l'austénite résiduelle et de la martensite revenue et pour la précipitation des nouveaux carbures par décomposition de la cémentite alliée, d'autre part une température maximale plus élevée a un effet accélérateur sur le grossissement de la taille de la ferrite et des carbures de chrome.

c) Effet du différentiel thermique sur la structure :

Le différentiel thermique ΔT engendre la formation et le développement des contraintes résiduelles thermiques. Ces dernières ont une influence importante sur les transformations de la structure dans les phases de chauffage.

En effet, les transformations de précipitation, de dissolution de la cémentite alliée, de l'austénite résiduelle, de la martensite et de la coalescence de la ferrite et des carbures sont accélérés par l'action de ces contraintes.

Si l'on comparé les deux essais, on constate que l'essai à température maximale de 550°C a un différentiel thermique plus élevé selon le tableau (V) suivant :

Tableau (V) : paramètres opératoires des deux essais.

Essai	$\theta_{\max}(\text{°C})$	$\theta_{\min}(\text{°C})$	$\Delta\theta(\text{°C})$
1	490	110	380
2	550	110	440

Le niveau de contrainte engendré par le deuxième essai sont plus importantes, donc les processus sont plus rapide.

VI.2.2- Effet du cyclage thermique sur la résistance mécanique de l'acier Z38CDV5:

a) Effet de la durée du cyclage :

Les propriétés mécaniques de l'acier dépendent des transformations structurales qui se produisent au cours du cyclage thermique et des contraintes résiduelles développées.

Les transformations structurales agissent sur la dureté et la résilience de la manière suivante :

- Lors de la phase de la décomposition de l'austénite et de la martensite de revenu, on constate un adoucissement qui se traduit par un abaissement de la dureté et une augmentation de la résilience.
- Lors de la phase de la décomposition de la cémentite alliée et la précipitation des carbures, l'acier subit un durcissement qui est du à la formation des nouveaux carbures. La coalescence reste faible et la résilience subit une faible décroissance.
- Dans la troisième phase, se produit la coalescence des carbures et de la ferrite. Grâce à la présence des carbures fins de molybdène et de vanadium, la coalescence de la ferrite est limitée, par contre, celle des carbures de chrome est irrégulière. Ceci conduit à une diminution de la dureté et à l'augmentation de la résilience.

b) Effet de la température maximale :

La température maximale agit sur les processus de transformation structurale de l'acier.

Ces processus étant thermiquement activés, donc ils ont une cinétique plus rapide.

Une élévation de la température maximale entraîne une décomposition de la martensite revenue et de l'austénite résiduelle plus rapide et plus importante donc un adoucissement plus élevé dans une durée plus courte.

Une précipitation des carbures plus intense et plus rapide, donc un durcissement plus élevé.

Une coalescence plus importante et plus rapide donc une résilience plus élevée et une dureté plus faible.

c) Effet du différentiel thermique :

L'intensité des contraintes résiduelles d'origine thermique augmente au fur et à mesure du cyclage thermique.

La nature de ces contraintes change au cours du cyclage : de traction au cours du refroidissement et de compression au cours du chauffage.

Elles provoquent la déformation plastique par accumulation de ces contraintes de tension qui vont dépasser après un certain nombre de cycles la limite élastique.

Ces contraintes provoquent un durcissement de l'acier et sont responsables de la formation des fissures.

Conclusion générale

L'étude qui nous a été proposée, pose le problème technologique du comportement des aciers à outils en service.

Dans notre étude, c'est le problème du comportement de l'acier à outils Z38CDV5 en conditions de fatigue thermique.

Les travaux ont été réalisés à l'ENP au laboratoire de science et génie des matériaux du département de métallurgie.

Les résultats obtenus confirme la bonne tenue de la résistance mécanique de l'acier au cours du cyclage thermique par une amélioration de la résilience et l'effort bénéfique de la température maximale.

Ce travail pourra être affiné par une étude plus approfondie de l'évolution de la structure avec l'utilisation de techniques de caractérisations appropriées, telles : le MEB, analyse RX, analyse d'image, analyse de la fissuration et la microdureté.

Références bibliographiques

- [1] S.S.MANSON, «Les contraintes d'origines thermiques», Ed.DUNOD, 1967.
- [2] L.F.COFFIN.JR, «An investigation of thermal stress fatigue as related to high temperature piping flexibility», A.S.M.E, 1956.
- [3] D.MIANNAY, «Fatigue thermique, technique des industries de la fonderie», mars 1975.
- [4] D.SPERA, «What is thermal fatigue ? thermal fatigue of materials and components», ASTM 1976.
- [5] A.ERKER,F.ROCH, «Man for shungschett», N°14, 1968/1969.
- [6] S.I.LUI, J.J.LYNCH, «Low cycle fatigue of aluminium alloy 24 st in direct stress», vol.175, 1974.
- [7] ROBERT ERKER HILL, «Physical metallurgy principles», Ed.1973.
- [8] M.E.DJEGHLAL, «Contribution à l'étude du comportement en fatigue thermique et en choc thermique d'une fonte GS en fonction de la structure de la matière et des éléments d'alliages», thèse de magister, USTHB, 1984.
- [9] K.OURARI, «Evolution microstructurale et mécanique d'un acier allié au Cr-Mo-V (Z160CDV12) en condition de fatigue thermique», thèse de magistère, ENP, 2001.
- [10] L.F.COFFIN.JR, «A study of cyclic thermal stress in ductil metal», A.S.M.E, vol.76, 1954.
- [11] L.F.COFFIN.JR, «The problem of the thermal stress fatigue in usteritic steels at elevated temperature», A.S.T.M, STP165, june 1960.
- [12] S.KAWAMOTO, S.MANSON and H.GLENNY, «Cyclic strain fatigue studies on AISI type 347 stanless steel», ASTM, prepint, 1957.
- [13] F.J.CLAUSS and J.W.FREEMAN, «thermal fatigue of ductil materials», parts I and II NACA, Technical Note.
- [14] S.S.MANSON, «Behavior of material under conditions of thermals stresses», NACA TR 1170, 1953.
- [15] R.W.SMITH and CORDON T.SMITH, «thermal fatigue crack growth characteristics and mechanical strain cycling behavior of A-286, discaloy, and 16-25-6 austenitic steels», NASA, TN D-479, 1960.
- [16] J.W.WESTBROOK and J.WULFF, «the thermal shock resistance of metallized hollow ceramic cylinders», meteor report n°44 M.I.T, 1949.
- [17] Techniques de l'ingénieur, aciers à outils, M330, M332.

- [18] E.C.BAIN, «Les éléments d'additions dans l'acier», DUNOD.Paris, 1968
- [19] A.CONSTANT, «Principes de bases des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers», Ed.1992.
- [20] J.BARRALIS, «Précis de métallurgie», 5^{ème} ed., 1997.
- [21] A.ROOS, «Précis de métallurgie appliquée», 3^{ème} ed., 1982.
- [22] Techniques de l'ingénieur, traitements thermiques des aciers à outils, M1134.
- [23] ANGELICA SCHRADER und ADOLFL ROSE, «ferri metallographia, structure des aciers», 1966.
- [24] L.HABRAKEN and J.L.DE BROWER, «Bases de la métallographie», 1968.