

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

4/00

Ecole Nationale Polytechnique

Département de Metallurgie



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

Projet de Fin d'Etudes
pour l'Obtention du Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Metallurgie

Thème

Etude du comportement de l'acier
Z 160 CDV 12 en fatigue thermique

Proposé et dirigé par :

M. K. ABADLI

Réalisé et fait par :

M. A. HALLIL

Promotion 1999/2000.

E.N.P 10, Avenue Hassen BADI EL-HARRACH ALGER

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

Ecole Nationale Polytechnique

Département de Metallurgie



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Projet de Fin d'Etudes
pour l'Obtention du Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Metallurgie

Thème

**Etude du comportement de l'acier
Z 160 CDV 12 en fatigue thermique**

Dirigé par :

M. K. ABADLI

Réalisé par :

M. A. HALLIL

Promotion 1999/2000

E.N.P 10, Avenue HASSEN BADI EL-HARRACH ALGER



Dédicaces

Je dédie cet honorable travail

A mes chers parents,

A mes chers sœurs et frères,

A ma chère grande famille,

A tous ceux qui me sont chers dont mes amis et mes proches,

et à toute la famille scientifique.



Remerciements

Ce travail a été réalisé au laboratoire de métallurgie de l'école nationale polytechnique, sous la direction de monsieur K. ABADLI. Je le remercie vivement pour son aide et son suivi, qui m'ont été bénéfiques pendant toute la période du projet.

Je suis particulièrement reconnaissant à monsieur M. BOUABDELLAH pour l'honneur qu'il me fait en acceptant la présidence du jury.

Qu'il me soit aussi permis de remercier chaleureusement les membres du jury, monsieur M.E. DJEGHLAL et monsieur N. MESRATI, qui m'honorent de juger ce modeste travail.

Je tiens à remercier aussi :

- l'équipe de CSC de Cheraga pour leur aide gracieuse dans la partie de caractérisation .*
- l'équipe de l'atelier de Génie Mécanique pour leur précieuse aide dans la réalisation des pièces du dispositif expérimental ; ainsi que le personnel de la bibliothèque.*

Mes remerciements vont également à tous mes amis et proches dont je cite :

R. Atmane, M. Makhlouf, S. Mehdi, G. Kheir, E. Hakim, B. Radouane, H. Malek, A. Rjad, M. Abdenour, D. Lounes, O. Kamel, N. Karim, Salim, H. Rachid, B. Ahilou, A. Moukhtar et autres...

Enfin je remercie tous les membres de la famille pour leur soutien moral et matériel durant toute la période de ce projet, ainsi que ceux qui ont contribué d'une manière directe ou indirecte à la réalisation de ce modeste travail.

A la mémoire de MATOUB LOUNES

Etude du Comportement de l'acier Z160CDV12 en fatigue thermique

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 Z160CDV12 aux cyclages thermiques.

A laide 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 (Z160CDV12).

Abstract :

Our interest in this work, is to study thermal fatigue resistance of Chromium-Molybdenum-Vanadium cold work tool steel (Z160 CDV 12). This steel is well known for the high characteristics (indeformability, hot hardness and resistance)wich it presents at high temperatures.

The experimental process consists to make steel specimens heated and colded, 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:

المهدف من هذه الدراسة يتلخص في دراسة تحمل الإرهاق الحراري ، لسبائك الفولاذ المزوجة بالكروم و الموليبدان و الفانوديوم ، و بالأخص بنسبة تركيز الكروم ، 12% . هذه السبائك تتميز بخصائص حرارية رفيعة ، منها عدم التشوه ، المقاومة و الصلابة في الظروف الحرارية . لهذا استخدمنا أجهزة تجريبية تقوم بتسخين ، وتبريد العينات الفولاذية من النوع (Z160CDV12) مما يؤدي إلى الحصول على الدورات الحرارية .

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

Sommaire

Sommaire.....	1
Introduction.....	4
 <i>Chapitre I : La fatigue thermique</i>	
I Sollicitations d'origine thermique.....	5
I.1 Contraintes d'origine thermiques.....	5
I.2 La fatigue thermique.....	7
I.2.1 Description de la fatigue thermique.....	7
I.2.2 Définitions.....	8
I.3 Le choc thermique.....	9
II Mécanismes de la fatigue et du choc thermiques.....	9
II.1 Les contraintes thermiques.....	9
II.2 Mécanismes de la fatigue thermique.....	10
II.3 Mécanisme du choc thermique.....	13
II.4 La rupture par déformation plastique alternée.....	14
III Facteurs de la fatigue thermique.....	16
III.1 Nature du cyclage thermique.....	16
III.1.1 Influence des températures du cyclage thermique.....	16
III.1.2 Vitesse de variation de la température.....	19
III.2 Facteurs contrôlant le comportement en fatigue thermique.....	20
III.2.1 Facteurs thermiques.....	20
III.2.3 Facteurs géométriques.....	22
III.3 Etat de surface.....	23
 <i>Chapitre II : Comportement des aciers à outils en service</i>	
I. Introduction.....	24
II. Propriétés des aciers à outils.....	24
II.1. Propriétés générales d'emploi.....	24
II.2. Propriétés de mise en œuvre.....	25
III. Composition chimique et structures.....	25
III.1. Structure à l'état recuit.....	25
III.2. Structure après traitement thermique.....	26
III.3 Influence des éléments carburigènes Cr, Mo, et V sur la composition des aciers à outils.....	27
III.4 Influence des éléments Cr, Mo et V sur la stabilité des carbures.....	28
IV. Classification des aciers à outils.....	30
IV.1. Aciers à outils au carbone (classe 1).....	30
IV.1.1 Définition.....	30
IV.1.2 Propriétés générales.....	31
IV.2 aciers alliés pour travail à froid (classe 2).....	31
IV.2.1 aciers résistant à l'usure (21).....	31

IV.2.2 Aciers à très haute résistance à l'usure.....	32
IV.2.3 Aciers résistant au chocs (groupe 32).....	33
IV.2.4 Aciers résistant aux chocs et à 'usure dans certains milieux corrosifs.....	33
IV.2.5 Aciers pour forgeage à froid (groupe 28).....	34
IV.3 Aciers à outils alliés pour travail à chaud (classe 3).....	34
IV.4 Aciers à coupe rapide (classe 4).....	35
V. Comportement des aciers à outils (alliages) en fatigue thermique.....	35
V.1 Résistance à la déformation plastique.....	36
V.2 structure des alliage.....	36
V.3 résistance au revenu et à la dureté à chaud.....	37

Chapitre III : Méthodes expérimentales

I. Matériau étudié.....	38
I.1 Etat brut.....	38
I.1.1 Conditions de livraison.....	38
I.1.2 Composition chimique.....	38
I.1.3 Caractérisation structurale et mécanique.....	38
I.2 Etat de référence.....	40
I.2.1 Traitements thermiques.....	40
I.2.2 Composition après trempe.....	40
I.2.3 Composition après revenu.....	40
I.2.4 Structure de l'état de référence (revenu à 650 °C).....	40
II. Essais de cyclage thermique.....	43
II.1.1 Réalisation du dispositif de fatigue thermique.....	43
II.1.2 Mode de fonctionnement du dispositif.....	46
II.1.2 Conditions de cyclage thermique.....	47
II.1.3-Parametres du cyclage thermique.....	49
II.2.Caractérisation structurale.....	50
II.2.1 Introduction.....	50
II.2.2 Polissage.....	50
II.2.3 Attaque chimique.....	50
II.2.4 Observation micrographique.....	50
II.3 Essais de microdureté.....	51
II.3.1 Profil de la microdureté.....	51
II.3.2 Type d'essai et de charge.....	51
II.3.3 Mode opératoire.....	51
II.4 Essais de dureté.....	52
II.4.1 Type d'essai et de charge.....	52
II.4.2 Mode opératoire.....	52

Chapitre IV : Résultats et interprétations

I.Résultats expérimentaux :	54
I.1 Evolution structurale.....	54
I.1.1 Evolution structurale de l'essai n°1.....	54
I.1.2 Evolution structurale de l'essai n°2.....	54

I.1.3 Evolution structurale de l'essai n°3	54
I.2 Evolution de la dureté	55
I.3 Evolution de la microdureté :	58
II Interprétation :	61
II.1 introduction :	61
II.2 Effet du temps de maintien à chaud :	62
II.2.1 Effet du temps de maintien à chaud sur la structure :	62
II.2.2 Effet du maintien à chaud sur la dureté :	62
II.3 Effet du nombre de cycles :	62
Conclusion :	64
Annexe	67
Bibliographie	72

Introduction

Introduction



Dans beaucoup d'applications industrielles, les matériaux sont soumis à des fluctuations cycliques de température. Nous citerons à titre d'exemple les chambres de combustion des moteurs, outils de mise en forme des matériaux, installations travaillant normalement à chaud et subissant des arrêts de fonctionnement (les aubes de turbines (ailettes), réacteurs nucléaires...), les bords d'attaque des avions et fusées...etc.

Le cyclage thermique qui provoque la fatigue 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. La résistance à l'endommagement d'un matériau qui est en autre terme l'endurance, dépend de plusieurs facteurs qui sont liés à la nature et aux caractéristiques du matériau d'une part, et aux conditions du cyclage thermique d'autres part.

Bien que l'acier Z 160 CDV 12 est un acier à outil pour travail à froid, notre travail consiste à compléter l'étude du comportement des aciers alliés principalement au chrome, molybdène et vanadium avec 12 % de chrome en teneur en fatigue thermo-mécanique. En effet, vu ses bonnes caractéristiques à chaud (indéformabilité, résistance et dureté à chaud), cet acier est dicté comme étant la limite entre les aciers à outils pour travail à froid et les aciers pour travail à chaud.

Notre étude comporte deux grandes parties principales, la première concerne l'étude bibliographique relative aux phénomènes et aux facteurs de la fatigue thermique d'une part, et au comportement des aciers alliés aux chromes, molybdène et vanadium en fatigue thermique d'autre part.

La deuxième partie de notre travail est purement expérimentale; elle est caractérisée par la réalisation du dispositif et des essais de cyclage thermiques. Dans cette partie, on présentera l'étude de l'évolution structurale et de la dureté au cours du cyclage thermique.

A la fin de la partie expérimentale, on présentera également les interprétations et les conclusions qu'on a formulées à l'appui de nos observations.

Symboles et notations

- ε : Déformation totale
- α : Coefficient de dilatation thermique du matériau
- ΔL : Variation différentielle de la longueur
- l_0 : Longueur initiale de l'éprouvette
- ΔT : Variation de la température
- ν : Coefficient de Poisson du matériau relatif à la géométrie de la pièce
: Facteur de forme de la pièce considérée
- k : Conductibilité thermique
- σ'_{\max} : contrainte réduite maximale
- β : Variable réduite de transfert de chaleur
- a : Demi - épaisseur de la plaque
- 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
- N : Nombre de cycle amenant à la rupture
- ε_p : Déformation plastique
- K : Constante d'un matériau déterminée par essai
- N : Constante d'un matériau déterminée par essai

Chapitre I
La fatigue thermique

Chapitre I

La fatigue thermique

I Sollicitations d'origine thermique

I.1 Contraintes d'origine thermiques

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.

Mais des contraintes thermiques peuvent apparaître aussi sans qu'il existe un gradient de température, si elles sont dues à un mouvement empêché. Ce type de contrainte résulte au fur et à mesure qu'on augmente les volumes spécifiques des couches superficielles sous l'effet de la température. C'est le cas de la trempe normale qui provoque un durcissement plus fort en surface que dans le cœur de la pièce.

On observe ce type de contraintes dans les trois cas suivants où :

- 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.

Des contraintes thermiques peuvent également se produire lors d'un changement brutal de température « Choc thermique ». Ces contraintes sont souvent plus élevées que celles dues à une élévation ou à un abaissement lent de température parce que les gradients de température créés, peuvent être plus importants.

Donc, lorsque une pièce est soumise à des variations de température, sa dilatation ou sa contraction sont empêchées. Ce qui engendre le développement des contraintes d'ordre thermique. Les contraintes sont d'autant plus élevées que le gradient ou la vitesse de variation de température sont élevés.

Dans le cas où les contraintes sont dues à un mouvement empêché, la température est uniforme dans tout le matériau.

F. KREITH [1], a établi une relation de l'accroissement relatif (ε) d'un élément 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 :

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

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

$$\sigma_T = \frac{E \cdot \varepsilon}{(1 - \nu)} \quad (2)$$

c'est-à-dire :

$$\sigma_T = \frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{(1 - \nu)} \quad (3)$$

Et pour une géométrie plus compliquée, nous avons :

$$\sigma_T = \frac{\alpha \cdot E \cdot \Delta T \cdot S}{(1 - \nu)} \quad (4)$$

Les contraintes dues à un mouvement empêché, se rencontrent 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.

Pour le deuxième cas, où les contraintes thermiques 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 :

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

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 :

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

I.2 La fatigue thermique

I.2.1 Description de la fatigue thermique

La fatigue thermique, bien que ses paramètres et ses causes sont définis , est l'un des phénomènes les plus complexes pour une étude scientifique et quantitative . ainsi, pour aborder ce phénomène on prend l'exemple d'une éprouvette cylindrique mécaniquement immobilisée à ses extrémités (figure-I-1)[2]. Cette éprouvette , alternativement chauffée et refroidie ,tendrait à se dilater puis à se contracter , si sa longueur n'était pas maintenue . Le fait d'empêcher sa dilatation thermique ou sa contraction , y produit une « contrainte thermique ». La déformation associée à la contrainte neutralise celle due au changement de température . Ainsi, tandis qu'il n'y a pas apparemment de changement de longueur de l'éprouvette , celle-ci est soumise à une déformation mécanique égale à la déformation thermique qui se produirait si elle était libre [2].

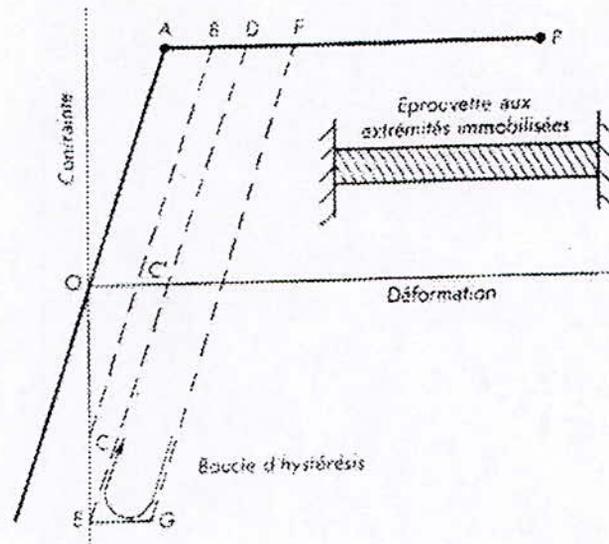


Fig. I.1 Déformation plastique alternée induite par le chauffage et le refroidissement d'une éprouvette aux extrémités immobilisées.

La rupture de l'éprouvette, si elle survient après un certain nombre de cycles de variation de température, sera appelée *fatigue sous contrainte thermique*. Bien qu'il n'y ait pas assez de différence entre *la fatigue sous contrainte thermique* et *la fatigue thermique*, mais cette dernière apparaît sans qu'il y ait eu d'effort externe, ni de contrainte macroscopique. La distorsion et même la rupture des éprouvettes ayant subi des variations cycliques de température seraient classées comme fatigue thermique bien que des contraintes internes soient présentes à une échelle microscopique.

I.2.2 Définitions

De nombreuses définitions ont été données par les chercheurs, mais on distingue parmi elles, celle de D.SPORA[3] : la fatigue thermique est la détérioration progressive et éventuellement la fissuration des matériaux subissant des échauffements et des refroidissements alternés lorsque leur dilatation thermique est entièrement ou partiellement empêché.

D. MIANNAY [4] a défini la fatigue thermique comme étant un problème de fissuration progressive, qui se produit sous l'effet de déformation et de contraintes d'origine thermique, dans un matériau soumis à des variations cycliques des températures.

S. MANSON [5] a constaté que lors de la variation rapide de la température, 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 sous-couches internes de la pièce , cela est dû à un temps de maintien à haute température relativement court.

I.3 Le choc thermique

Le choc thermique est considéré comme étant un cas particulier de la fatigue thermique, avec cependant quelques différences. Suivant MIANNAY [4] : lorsque la fissuration apparaît au cours du premier cycle de fatigue thermique, celle-ci est alors appelée *choc thermique*.

Lorsqu'on soumet un matériau à un changement brutal de température où le gradient de température est élevé , on a alors affaire à un choc thermique.

Le choc thermique est la caractéristique des matériaux fragiles (fontes , céramiques...). Un régime thermique transitoire brutal lui est souvent associé , même parfois à des températures plus basses . Par contre la fatigue thermique qui est une caractéristique des matériaux ductiles(aciers, aluminium, ...), se produit généralement pour des régimes thermiques stationnaires et à des températures moyennement élevées.

II Mécanismes de la fatigue et du choc thermiques

II.1 Les contraintes thermiques

Bien que beaucoup d'équations sont établies pour le calcul des contraintes thermiques, mais elles restent sans succès quant aux estimations pratiques. Ceci trouve explication dans le fait que les paramètres varient aussi avec la température et les conditions dans lesquelles s'effectuent les cyclages thermiques [6].

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 .

L'évolution des contraintes thermiques en fonction de la température est généralement comme celle de la figure I-2[7]. Dans ce test , la température maximale du cyclage augmente à chaque nouveau cycle.

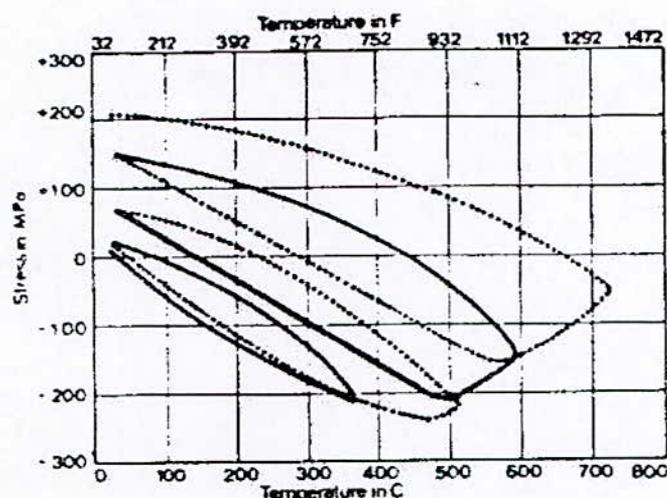


Fig. I.2 Contraintes thermiques produites dans un barreau rigidement fixé et soumis à un chauffage- refroidissement de 4 cycles consécutifs.

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.

II.2 Mécanismes 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 sujets à l'érouissage : la contrainte augmente avec la déformation après que la limite élastique ait été atteinte, et ne reste pas constante comme nous l'avons supposé (voir fig. I-1)[2]. De plus à cause des changements continus de température, la relation contrainte- déformation change continuellement.

On peut alors tracer un diagramme de déformation- contrainte qui , bien qu'encore schématique , traduira mieux les phénomènes réels (figure I-3). On suppose que l'éprouvette a été soumise a 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'au 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 du point A) , à cause de l'effet BAUSCHINGER –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 survenue 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 .

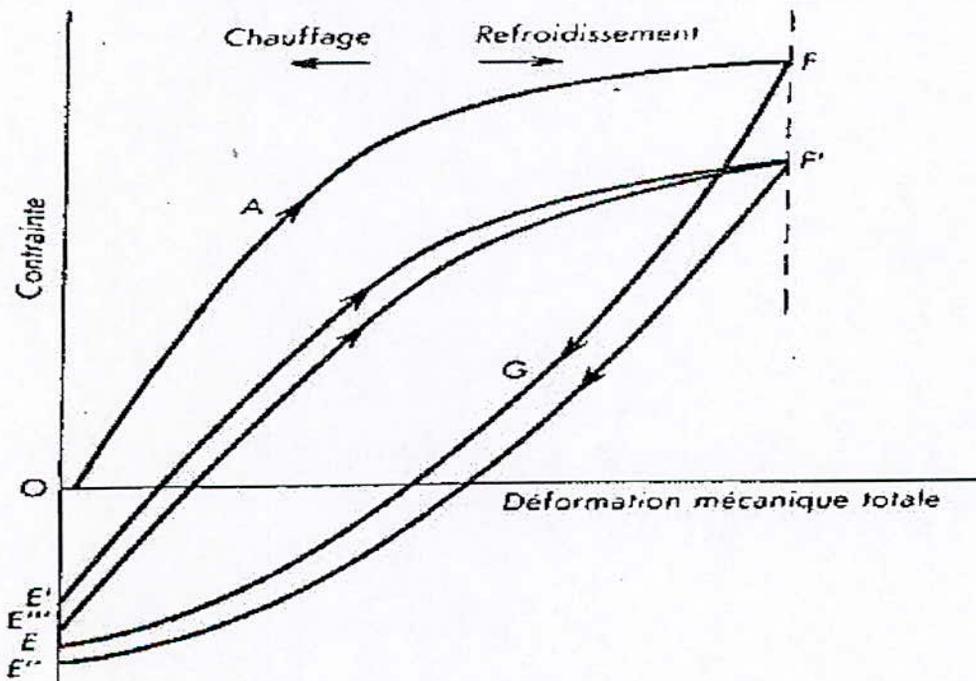


Fig. I.3 Courbe schématique contrainte- déformation pour plusieurs cycles thermiques

Après quelques cycles , la courbe contrainte- déformation pourra se stabiliser sur une boucle qui pratiquement ne changera pas. On supposera par exemple que cette boucle est E''F'E''E''.

Si on ne se base pas sur les caractéristiques réelles du matériau, c'est à dire 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 NORTH COTT et BARON (figure I-4) .

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 la surface augmente localement. Cette différence de la température est associée à une différence de dilatation

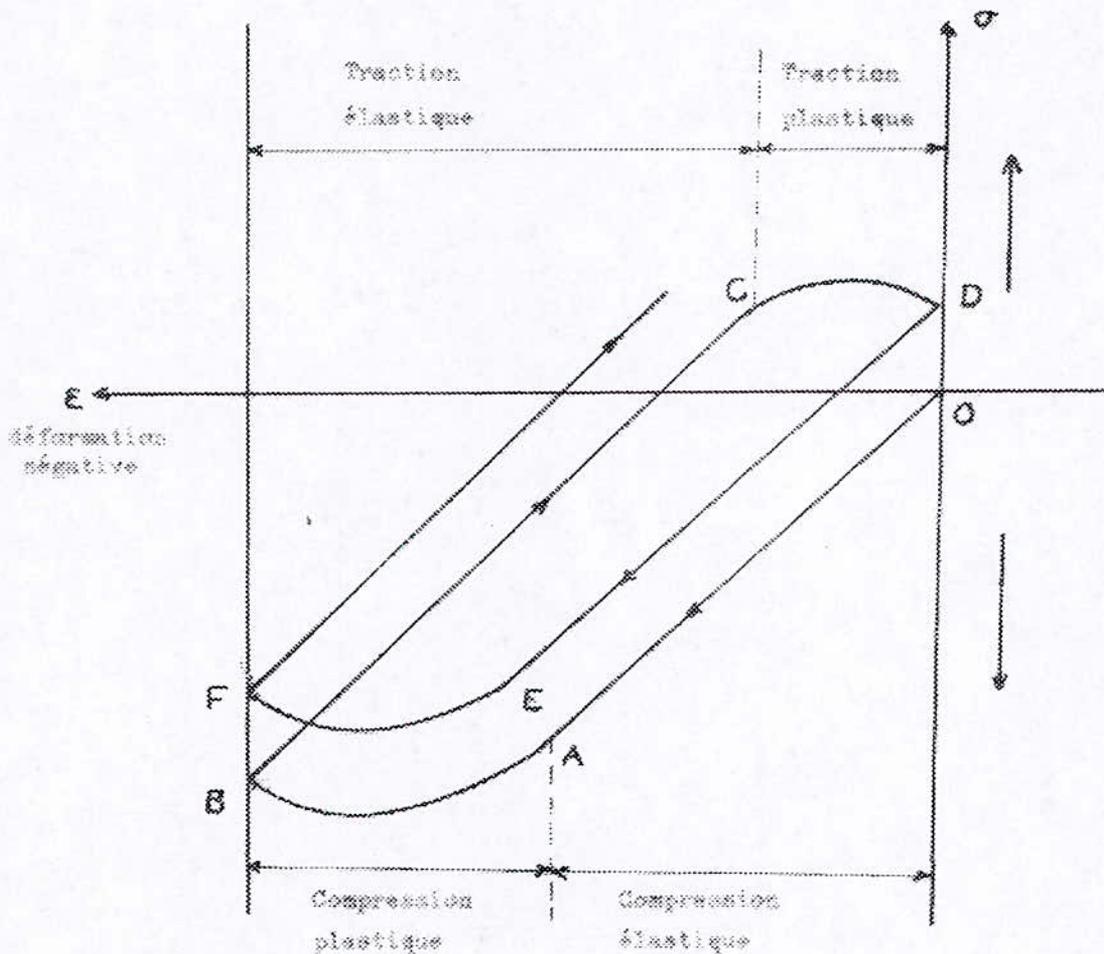


Fig. I.4 Diagramme de NORTH COTT et BARON

thermique entre les couches successives de la pièce . Celles-ci provoquent 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 est 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 [6]. Ils s'ensuit que les gradients thermiques se développent beaucoup plus rapidement en refroidissement .

On remarque bien que dans le mécanisme de la F.T , après la stabilisation des courbes σ - ε on aura une boucle d'hystéries comme celle E''F'E''E''' dictée auparavant. L'énergie dissipée au cours de cette hystéries 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.

II.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 le même de celui de la fatigue thermique, à condition de tenir compte de la sévérité du cyclage.

La phase de l'échauffement s'effectue par une variation brutale de la température superficielle. C'est le cas d'une pierre 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 moyenne dans le centre de la pierre (T_m) . Ce gradient thermique sévère est associé à une contrainte thermique de compression.

Ces contraintes de compression sont très importantes, elles de très loin la limite élastique du matériau et provoque la plastification totale de la couche superficielle.

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

Hors de refroidissement brutal (trempe), le gradient de température est maximal et les contraintes de traction développées sont très élevées d'où la fissuration rapide du matériau.

C'est pendant la phase de refroidissement, que se produit l'endommagement par fissuration du matériau. Il est du 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 de type fragile produite par des échauffements et des refroidissements trop brutaux [8].

II.4 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 cycles conduisant à la rupture fut proposée par MANSON [9] qui s'était appuyé sur les travaux de LIU[10] et de ses associés. Elle s'écrit :

$$N = \frac{U}{(\varepsilon_p)^r} \quad (8)$$

de cette relation, il apparaît que plus le nombre de cycles annule la ductilité (fragilisation) est grand, plus la déformation plastique totale supportée par le matériau l'est. 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 fig. I-6 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[11].

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.

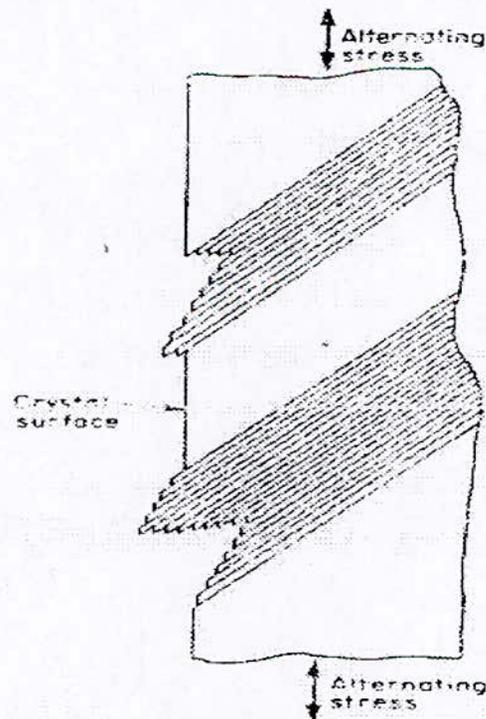


Fig. I.5 Formation des intrusions- extrusions à la surface d'une éprouvette soumise à des cyclages mécaniques.

III Facteurs de la fatigue thermique

III.1 Nature du cyclage thermique

L'endurance d'une pièce soumise à un cyclage thermique dépend généralement de la nature du cyclage et des caractéristiques de la pièce : composition chimique et états métallurgique et géométrique.

III.1.1 Influence des températures du cyclage thermique

Les paramètres thermiques d'un cyclage thermique sont :

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

Bien que la température maximale est le paramètre le plus important , mais dans ce qui suit , nous montrons l'influence de chaque paramètre.

• Température maximale (T_{\max})

Si la température maximale du cycle thermique augmente suffisamment (tenant la température minimale constante) ,les propriétés métallurgiques dépendent 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.

La figure I-6 [2], montre l'influence de la température maximale sur le nombre de cycles amenant la rupture . On augmenterait 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). De faibles changements dans la température maximale engendrent une modification importante de leur endurance , mais à partir d'une température maximale de 800°C, un changement a très peu d'effet sur l'endurance de l'S-816 .Le comportement reflète l'influence d'une température élevée sur les propriétés métallurgiques de l'S-816. Pour plus de détails, on peut voir sur la figure I-7 [2] que l'érouissage est évident tout au long de l'essai jusqu'à 870°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 survieillissement 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 tous l'intervalle de température qui a été exploré.

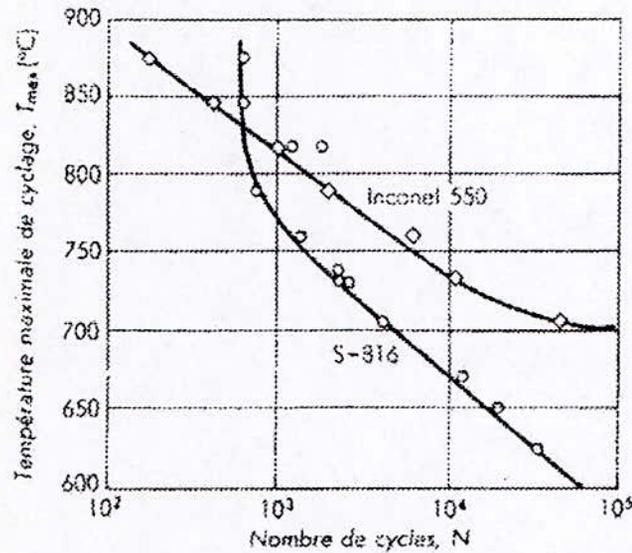


Fig. I.6 Endurance de deux alliages à haute température maximale du cycle. La température minimale était maintenue à 90 °C

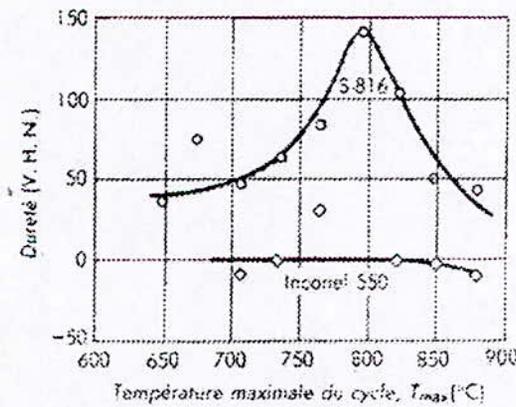


Fig. I.7 Effet de la température maximale du cycle sur la dureté de l'Inconel 550 et l'alliage S-816 pendant un essai de fatigue thermique.

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

MALM et SVENSON [8] ont montré l'influence négative de l'augmentation de T_{\max} pour les aciers à outils et les super-alliages 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})**

Une augmentation de la température moyenne, altère les propriétés mécaniques du matériau –influence négative, car l'endurance diminue- mais cet effet (de second ordre par rapport à la diminution du gradient thermique [8]) peut être éliminé par une diminution de la température maximale.

L.F. COFFIN.Jr [13], a mis en évidence l'effet de la température moyenne sur l'acier inoxydable de type 347 (voir fig.I-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.

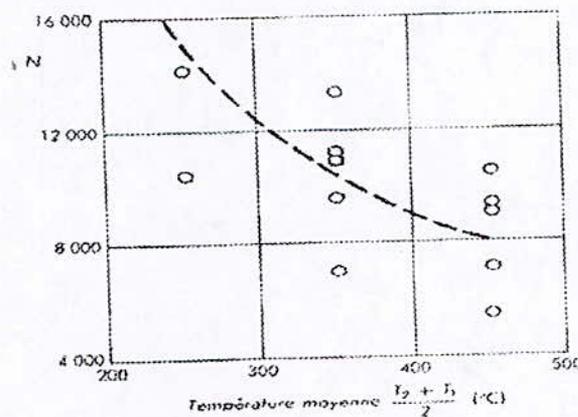


Fig.I.8 Effet de la température moyenne du cycle.

L'intervalle de température du cycle était maintenu à 300 °C

- **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 le différentiel thermique est constant ($T_{\max} - T_{\min} \dots$ etc) et que la température moyenne soit variable, la déformation thermique totale provoquée sera annulée par des déformations élastiques et plastiques en proportion variable [2].

En résumé, il est intéressant de noter que les paramètres (ΔT et T_{\max}) sont les facteurs principaux à prendre en considération dans les études de fatigue thermique.

III.1.2 Vitesse de variation de la température

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

- **Influence de la vitesse du chauffage et du 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 cycles responsables de la rupture. Les effets de fluage et d'autres effets métallurgiques

comme les transpirations de phases peuvent avoir lieu si le matériau est maintenu lent à température élevée.

A ce propos, plusieurs expériences dont celle de COFFIN [14] ont été déjà faites. Cet auteur a fait varier le temps de maintien (8, 18, 60 et 180 secondes) à température minimale et maximale du cycle constant sur acier inoxydable de type Z 6CNNb 18-10. On peut dire donc que si voir le temps de maintien augmente, le nombre de cycles à la rupture diminue.

Les travaux de S.KAWAMOTO, S.MANSON et H-GLENNY [15] 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 métallurgiques. Toutefois il y a une dispersion considérable dans les résultats des autres chercheurs. En effet CLAUSS et FREEMAWW [16] montrèrent le contraire sur l'alliage S-816. Les essais étaient conduits avec des temps de 15 et de 60 secondes pour chaque température maximale. Ces chercheurs montrèrent qu'une augmentation du temps de maintien peut aussi bien augmenter que diminuer le nombre de cycles 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 au matériau gouverne son comportement dans une grande proportion. [2].

III.2 Facteurs contrôlant le comportement en fatigue thermique

Deux types de facteurs contrôlent la résistance à la fatigue thermique, il s'agit d'une part des facteurs thermiques et d'autre part des facteurs géométriques et structuraux.

III.2.1 Facteurs thermiques

- **Conductivité thermique**

A un accroissement de la conductivité thermique du matériau, correspond une diminution des gradients thermiques donc des contraintes thermiques associées.

C'est ce qui illustre la figure I.9 [2]. Pour des conditions données (a et h fixés), lorsque k augmente, $\beta = ah / k$ diminue. En effet, si a est grand, cela veut dire que la pièce est épaisse et que les couches externes peuvent être portées à la température du milieu environnant avant que ne change les températures au centre du matériau. Donc, quand a ou ah (indice de mérite) croissent, l'effet d'une bonne conductibilité diminue jusqu'à ce que , pour les grandes valeurs, il ne soit plus du tout bénéfique.

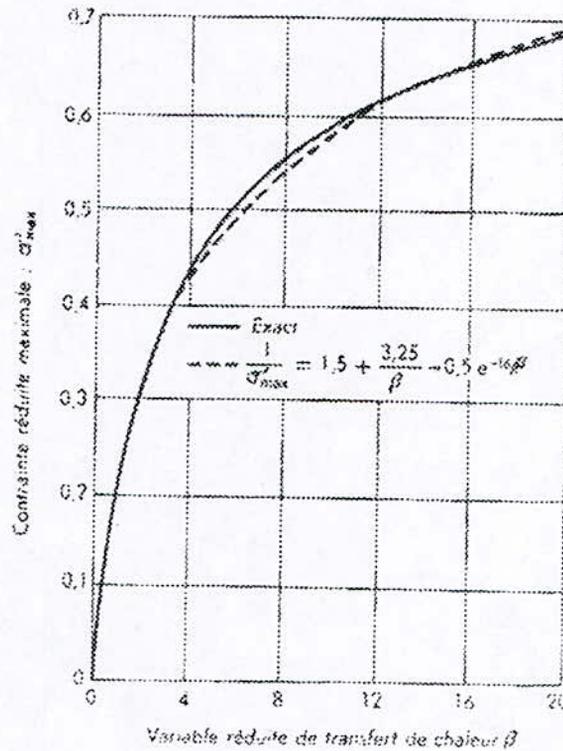


Fig. I.9 Courbe de la contrainte réduite maximale en fonction de la variable réduite de transfert de chaleur

- **Diffusité thermique**

Il y a ambiguïté parmi les auteurs pour savoir si c'est la conductivité thermique K ou la Diffusité thermique $K/\rho.C_p$ qui gouverne la résistance aux chocs thermiques. La première, contrôle l'amplitude des gradients tandis que la seconde que la seconde contrôle leur variation. Ainsi pour, les régimes transitoires de courte durée, une faible peut réduire la vitesse de variation de la température à un point tel que le gradient maximal ne soit jamais atteint.

- **Coefficient de dilatation thermique**

ce paramètre est important , puisque les contraintes thermiques lui sont proportionnelles. Le coefficient de dilatation thermique selon les relations suivantes :

$$\varepsilon = \alpha.\Delta T \text{ et } \sigma = \varepsilon.E .$$

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**

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.

1.2.3 Facteurs géométriques

a) La taille et la forme de la pièce

les grandes dimensions d'une pièce provoquent des localisations thermiques considérables et des 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 [17] a confirmé 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 des 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'origine mécanique , tels que les trous et les entailles. On a constaté par exemple [14] , qu'un petit trou pouvait 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 [18] .

I.II.3 Etat de surface

L'état de surface est un facteur très important du comportement des matériaux en fatigue thermique. Cette influence de l'état de surface est due en partie, aux *contraintes résiduelles* de compression pendant le finissage. Mais l'effet le plus important est celui des concentrations de contraintes et de déformations produites par les *irrégularités de surface*.

a) Etat microgéométrique de la surface

Les irrégularités superficielles, affectent fortement la résistance à la fatigue thermique, en créant une concentration de 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 thermique, augmentent d'autant plus les effets des irrégularités de surface que ceux des discontinuités.

b) Influence des contraintes résiduelles

les contraintes résiduelles d'une pièce sont souvent les conséquences des hétérogénéités de température qui existent pendant sa fabrication ou son élaboration.

Les effets nuisibles de ces contraintes sont plus graves pour les matériaux fragiles, pour lesquels 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 [19].

A ce sujet, Flavenot et Skalli, dans leur étude sur l'influence des conditions de rectification sur les contraintes résiduelles induites dans l'acier (U2 CD 4), ont montré que pour des rectifications douces, la durée de vie est plus élevée. En effet pour une rectification douce, 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 25 μm . Donc, la fine pellicule superficielle qui est très dure -très fragile- favorise l'amorçage des fissures par choc thermique [8].

Chapitre II
Comportement des aciers à outils
(alliages) en service

Chapitre II

Comportement des aciers à outils en service

1. Introduction

Les aciers à outils constituent une gamme d'aciers extrêmement ancienne qui est probablement la première forme d'utilisation des alliages ferreux. L'amélioration des caractéristiques mécaniques et physiques de ces aciers a été caractérisée essentiellement par l'ajout des éléments d'addition. En effet, en 1868 R. Mushet découvrit qu'en ajoutant du tungstène (W) à l'acier, celui-ci durcissait après chauffage, sans que l'on ait besoin de tremper, et il s'usait moins en tenant mieux à l'affûtage. Pour les aciers au chrome, qui forment principalement la gamme la plus importante, on remarque qu'ils supportent plus les hautes températures, ce qui permet d'obtenir après des traitements thermiques, appropriés des propriétés améliorées. L'introduction du Molybdène dans les aciers au Chrome a pour but de satisfaire le problème de trempabilité et l'apparition des aciers graphitiques et des aciers à durcissement structural par chauffage après trempe, qui ont pour but de satisfaire au problème d'usinabilité. De ce contexte, le Mo a remplacé dans plusieurs applications, le tungstène pour des raisons de difficultés d'approvisionnement du tungstène.

Depuis les années 1950, les progrès réalisés dans les aciers à outils se situent surtout au niveau des conditions de transformations pour affiner la structure des produits obtenus. Ainsi, des éléments comme V, C et Co à haute teneur ont été incorporés pour répondre aux problèmes d'usinabilité, d'état de surface des outils, et la mise au point des aciers rapides dits surcarbures.

Les aciers à outils comme le mentionnent leur nom, sont utilisés dans la fabrication d'outils destinés : soit à la mise en forme d'autres matériaux, soit à la préhension ou au mesurage d'objets.

II. Propriétés des aciers à outils

II.1. Propriétés générales d'emploi

Compris au sens le plus large, les aciers à outils sont destinés à travailler par contact, sous contraintes mécaniques (et le cas échéant thermiques) habituellement élevées et de manière prolongée et répétitive (fatigue). En outre, malgré l'intensité de ces sollicitations, on attend des pièces réalisées en aciers à outils, qu'elles résistent au mieux à

toute altération géométrique, qu'il s'agisse d'arrêtes de coupe, de faces de frappe, d'empreintes de moule, de surfaces de références métrologique, etc. Ainsi, ces exigences nous permettent de conférer à ces aciers une dureté la plus élevée possible permettant une grande résistance aux déformations lors du travail, une ténacité élevée, et une résistance à l'usure correspondant à une grande résistance à l'arrachement de particules par frottement.

II.2. Propriétés de mise en œuvre

- Bonne trempabilité afin d'obtenir des duretés homogènes et élevées sur de grandes épaisseurs sans déformations excessives ;
- Résistances convenables à la surchauffe, au grossissement du grain, à la décarburation ;
- Résistance à l'adoucissement au revenu ;
- Bonne usinabilité et bonne aptitude à la rectification.

III. Composition chimique et structures

Le caractère essentiel spécifique à l'ensemble des aciers à outils se retrouve dans la présence d'une précipitation dense des carbures le plus souvent fortement alliés en éléments carburigènes. Cette caractéristique est directement en rapport avec les valeurs d'usage précédemment évoqués : caractéristiques de résistance à l'usure au contact, renforcées par la densité de distribution des carbures et leurs duretés très élevées liées à leur charge en éléments carburigènes nobles, charge qui contribue également à leur stabilité en température et par conséquent à la bonne tenue thermique de l'acier, le cas échéant.

En terme d'analyse ceci se concrétise par la conjonction :

- De teneurs élevées en carbone : typiquement de 0.4 % à 2% qui nous permettent d'obtenir après trempée un excès de carbures (non dissous lors de l'austénitisation) de haute dureté et de haut pouvoir abrasif.
- De teneurs élevées en éléments carburigènes : Cr, Mo, W, V, Nb, Co etc. . permettent en outre : La diminution de la susceptibilité au grossissement du grain austénitique par la présence de carbures insolubles fins, et la précipitation de carbures alliés par revenu vers 500-600°C (phénomène de durcissement secondaire).

Enfin les éléments d'addition (sauf Co) augmentent la trempabilité, mais en abaissant M_s augmentent la teneur en austénite résiduelle.

III.1. Structure à l'état recuit

Le but du recuit est de conférer à l'acier une structure et un niveau d'adoucissement permettant un usinage et une mise en forme plus faciles et un état approprié aux traitements thermiques ultérieurs.

Recuit complet : recuit de régénération de la structure, il comporte un chauffage au-dessus de A_{c3} pendant un temps suffisant, suivi d'un refroidissement très lent qui assure la décomposition de l'austénite γ en ferrite et cémentite globulaire, le refroidissement peut être accéléré après la fin de la transformation .

Les carbures présents dans les aciers à outils à l'état recuit dépendent de la nature des éléments alliés ; ce sont par ordre de dureté croissante [20] :

Carbures	M_3C	$M_{23}C_6$	M_6C	M_2C	M_7C_3	MC
HV	800	1100	1400	1800	2600	3000

Tableau II.1. Duretés des différents carbures

Le chrome élargit le domaine d'existence de $M_{23}C_6$ lorsque la teneur en carbone croît celui-ci est remplacé par M_7C_3 et par M_6C lorsque les teneurs en Mo et W augmentent ; seul le V permet d'obtenir des carbures de type MC.

III.2. Structure après traitement thermique

- L'austénitisation met en solution une partie des carbures. Leurs difficultés de mise en solution varie de même ordre que ci-dessus ;
- L'opération de trempe peut se faire soit par refroidissement continu, soit par trempe étagée. On pourra pratiquer les deux méthodes si la stabilité du domaine de l'austénite γ est grande.
- Le revenu sera : soit un revenu de détente vers 200°C , soit un revenu vers 500°C si le taux de l'austénite résiduelle γ_{res} est trop élevé. Cette température correspond au maximum de durcissement secondaire. Il est souvent nécessaire d'effectuer un double ou un triple revenu pour éliminer entièrement l'austénite et la martensite secondaire qui peut se former.

- Un traitement cryogénique vers -60 à -100 °C suivi d'un revenu de détente vers 200 °C présente de l'intérêt pour éliminer austénite résiduelle dans les outils traités à des hauts niveaux de dureté.

Puisque nous travaillons sur l'acier Z 160CDV12, nous allons alors montrer dans ce qui suit, l'influence des éléments d'addition Cr, Mo, et V sur la composition chimique et la structure des aciers au chrome, molybdène, et vanadium.

III.3 Influence des éléments carburigènes Cr, Mo, et V sur la composition des aciers à outils

Par leurs effets alphagènes, les éléments Chrome, Molybdène et Vanadium élèvent la température de l'eutectoïde $T_E = A_{C1}$ et abaissent la composition de celui-ci. L'effet du Molybdène est plus important que celui du Chrome.

La présence des éléments alphagènes tels que Cr, Mo et V dans un acier défavorisent l'élargissement de la phase austénitique (γ) stable. Donc le domaine de températures et de teneurs en carbone de cette phase est réduit comme le montre les figures II.1 et II.2 [20].

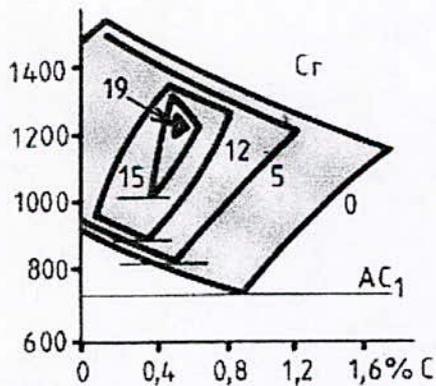


Figure-II.1 influence du chrome sur le domaine austénitique.

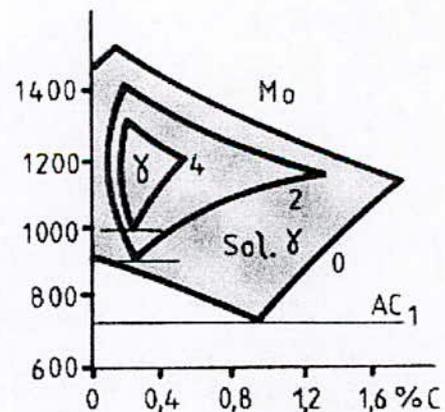


Figure-II.2 Influence du molybdène sur le domaine austénitique.

Le chrome a un effet complexe (figure II.1), alors que le Molybdène a un effet très marqué (figure II.2).

III.4 Influence des éléments Cr, Mo et V sur la stabilité des carbures

Au niveau des diagrammes d'équilibre, la présence de certains éléments carburigènes dans l'acier peut se traduire, suivant la composition, par l'apparition de carbures spéciaux, et la perlite classique des aciers au carbone peut se trouver remplacée par des agrégats ferrite - carbures plus complexes[21]. Les carbures formés sont de deux types selon la nature de l'élément et sa teneur[21]:

- cémentites alliées: $(Fe, X)_3C$ 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.

Le Chrome et le Molybdène, ayant une faible affinité pour le carbone, peuvent donner des cémentites de plus en plus alliées, et même des carbures alliées, cependant que le vanadium, ayant une plus forte affinité pour le carbone, donne directement des carbures alliés.

a)- Dans un système Fe - C - Cr, si la teneur en C de l'acier est suffisante, des teneurs croissantes en Chrome peuvent conduire successivement, mais non exclusivement, à de la cémentite alliée orthorhombique $(Fe, Cr)_3C$ pouvant dissoudre jusqu'à 20% de Chrome, aux carbures hexagonaux $(Cr, Fe)_7C_3$ contenant au moins 36% et jusqu'à 65%, et aux carbures du type $(Cr, Fe)_{23}C_6$ de réseau cubique à faces centrées contenant au moins 70% à l'équilibre (voire figII.3) [20].

b)- le Molybdène forme les deux types de carbures, à part sa cémentite alliée $(Fe, Mo)_3C$: MoC et $(Mo, Fe)_6C$. Sur la coupe ternaire Fe - Mo - C (voire figII.4)[20] la tendance aux carbures est très accusée, plus que celle du Chrome. Il combat la tendance à la graphitisation [22].

c)- le vanadium forme surtout des carbures spéciaux. Puisqu'il a une forte affinité pour le carbone, le Vanadium forme des carbures de structure cubique à faces centrées. La tendance aux carbures du Vanadium est très grande que celles du chrome et du Molybdène [22].

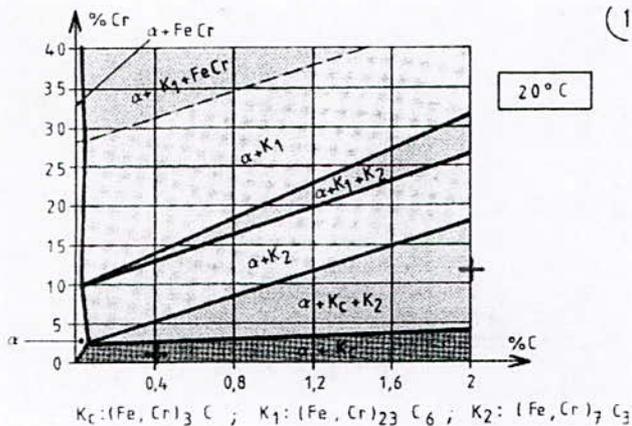


Figure II.3 Domaines d'existence des Carbures de chrome.

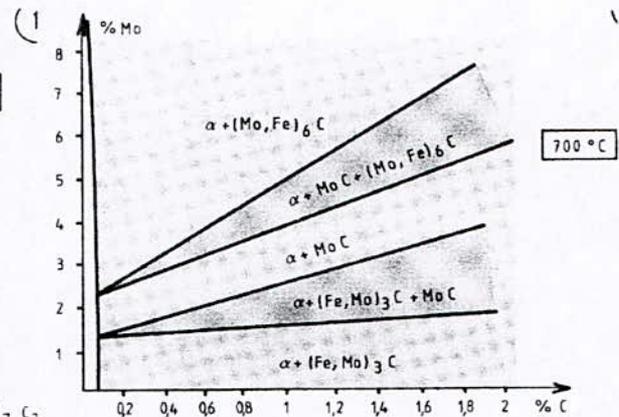


Figure II.4 Domaines d'existence des Carbures de molybdène.

De cette étude générale des aciers Cr - Mo - V, on peut définir la composition et la structure de l'acier Z160CDV12 à 13%Cr, 0.95%Mo et 0.65%V qui est l'objet de notre étude.

En effet, avec 13%Cr et 1.6%C, le chrome entre en solution solide de substitution dans la ferrite d'une part, et se précipite sous forme de carbures d'autre part. On trouvera exclusivement de la cémentite substituée (alliée) $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ et des carbures complexes de type $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, voire figII.3 [20], sous forme de globules blancs. La phase de constitution du carbure complexe $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ se déroule en trois phases:

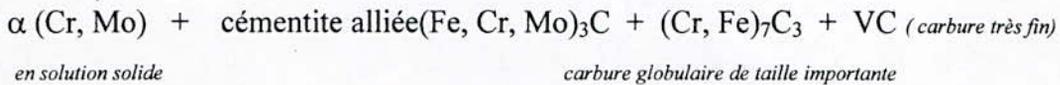
- 1- formation d'une cémentite alliée $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ à 25%Cr,
- 2- enrichissement de cette cémentite jusqu'à 34%Cr,
- 3- transformation de la cémentite alliée $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ en $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$.

La croissance de ces derniers ($(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$) augmente avec le taux du chrome.

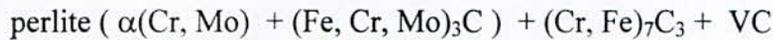
Pour 0.95% de Mo, et pour une teneur en C de 1.6%, le Molybdène ne forme pas de carbures spéciaux, voire figII.4 [20]. En effet, il entre en solution solide dans la ferrite α et forme de la cémentite alliée $(\text{Fe}, \text{Mo})_3\text{C}$.

Tandis que le Vanadium (0.65%) ne forme que des carbures spéciaux de type VC très stables et très fins sous forme de bâtonnets fins de couleur noire.

Ainsi, pour l'acier Z160CDV12 on a la composition suivante:



ou encore:



L'éventail des variations de teneurs respectives des éléments carburigènes outre Cr, Mo et V, ainsi que la présence complémentaire d'éléments contribuant à la ténacité (Ni, parfois Si) est à l'origine de l'extrême variété des nuances d'aciers à outils. Cette variété amène à un besoin de classification qui peut s'établir à divers points de vue dont le plus pertinent est le domaine de température d'emploi.

IV. Classification des aciers à outils

Dans le domaine de la mise en forme, le critère déterminant pour l'outil est le maintien de la dureté et la ténacité à la température atteinte dans sa partie active. Il est pratiquement intéressant de classer ces aciers selon la température par la partie active en cours de service. La classification des aciers à outils entre le travail à froid et la travail à chaud se fait donc essentiellement au niveau de *la dureté à chaud (le résistance à l'adoucissement en fonction de température)*.

- Les aciers pour travail à froid où la température de travail θ_T inférieure à 150°C, sont caractérisés par une grande dureté à froid supérieure à 55 HRC mais par une dureté faible à chaud. Selon leurs compositions, on distingue :
 - les aciers à outils au carbone (classe 1)
 - les aciers alliés pour travail à froid (classe 2)
- Les aciers pour travail à chaud où la température de travail θ_T supérieure à 300°C, sont caractérisés par une dureté à la température ambiante relativement élevée, comprise entre 40 et 56 HRC. Cette dureté reste à de bons niveaux à chaud (classe 3)
- Les aciers rapides sont caractérisés par une dureté très élevée supérieure à 60 HRC à l'ambiante et par une très bonne dureté à chaud (classe 4).

IV.1. Aciers à outils au carbone (classe1)

IV.1.1 Définition

Ils furent les premiers et les seuls aciers à outils , pendant de longues années. Ce sont les plus simples puisqu'ils ne contiennent des éléments d'addition autres que Fe et C , qu'en très faibles quantités (teneurs résiduelles)[23].

Suivant leurs propriétés, ils sont classés en 3 groupes. Chacun des trois groupes, est caractérisé par la teneur en éléments résiduels[23].

- groupe 11: aciers extra-fins; la teneur du soufre et du phosphore ne dépasse pas 0.020%; et la somme des éléments d'addition tels que (Cr, Cu, Ni, Mo) est inférieure à 0.4%.
- groupe 12: aciers fins; la teneur du soufre et du phosphore est inférieure à 0.025%. pour les éléments d'addition, leurs teneurs ne dépasse pas 0.6% sauf pour deux aciers Y2 120C et Y2 140C.
- groupe 13: acier pour usage général ; pour ces aciers, la teneur du soufre et du phosphore ne dépasse pas 0.035%. la teneur des autres éléments reste toujours faible, inférieure à 0.7%.

IV.1.2 Propriétés générales

Les aciers à outils au carbone sont caractérisés par beaucoup d'insuffisances en raison, soit d'une faible capacité de trempe, soit d'une très grande fragilité qui est due à une grande dureté superficielle qui est donnée par la teneur en carbone, soit encore d'un manque de résistance à l'usure.

IV.2 aciers alliés pour travail à froid (classe 2)

Les aciers non alliés se révèlent insuffisants pour beaucoup d'emploi en raison de limitations insuffisantes citées ci-dessus. Les additions d'éléments d'alliages vont avoir pour but de remédier à ces insuffisances. Ces aciers de la classe 2 se divisent en cinq groupes :

- groupe 21: aciers résistant à l'usure,
- groupe 22: aciers à très haute résistance à l'usure,
- groupe 23: aciers résistant aux chocs,
- groupe 27: aciers résistant aux chocs et à l'usure dans certains milieux corrosifs,
- groupe 28: aciers pour forgeage à froid.

IV.2.1 aciers résistant à l'usure (21)

La résistance à l'usure nécessite la présence, dans une matrice martensitique (après trempé), de carbures non dissous à base de chrome, tungstène et Vanadium, qui sont beaucoup plus durs que les carbures de fer existant dans les aciers faiblement alliés.

Les nuances qui caractérisent ce groupe d'aciers à outils dérivent directement des aciers fins par des additions d'éléments carburigènes tels que le Cr, W et V. on peut distinguer deux nuances:

- les aciers au Chrome; l'addition de Chrome aux aciers fins les plus carburés est à l'origine de la famille d'aciers alliés résistant à l'usure la plus réponde. Cet élément, le Chrome, peut se combiner avec des éléments tels que le Mo ou le V à des teneurs respectives (0.15 - 0.50%) et (0.10 - 0.3%), pour augmenter quelques propriétés telles que la trempabilité et la stabilité des carbures et la résistance à l'usure. dans ce groupe , les teneurs en Chrome ne dépassent pas 1.60%.
- les aciers au tungstène; en effet, ce élément forme des carbures stables, difficiles à mettre en solution et diminuait l'aptitude au grossissement du grain. Quoiqu'il en soit que ces aciers soient réputés pour leurs résistance à l'usure et leur grains fins , mais restent toujours avec une faible trempabilité ; surtout aux basses températures.

IV.2.2 Aciers à très haute résistance à l'usure

Il s'agit d'un des groupe les plus importants des aciers à outils. La forte résistance à l'usure est obtenue par de fortes additions de chrome qui simultanément, augmentent la capacité de trempé au point que certains de ces aciers peuvent tremper par refroidissement à l'air, ce qui permet de les classer parmi les aciers *indéformables*. Dans ce groupe, on peut distinguer trois nuances principales : aciers au manganèse, aciers au chrome avec 5 et 12% de Chrome.

Puisque on travaille sur un acier Z 160 CDV 12, on se limitera de décrire la nuance correspondante qui celle des aciers à 12% de chrome.

Aciers à 12% de chrome :-

Ce sont les plus alliés, et par conséquent, les plus résistants à l'usure des aciers d'outillage à froid. La composition de base est 2% de carbone, 12% de chrome (Z 200 C 12).

De nombreuses nuances proches, sont nées autour de cette composition dans le but d'améliorer certaines propriétés particulières avec des additions plus au moins importantes d'éléments tels que le molybdène, le vanadium et le cobalt :

- ◆ le molybdène (de 0.50 à 1.1%) augmente la trempabilité, stabilise les carbures, et augmente la résistance à l'échauffement ;
- ◆ le vanadium (de 0.15 à 1%) stabilise les carbures et augmente la résistance à l'usure ;
- ◆ le cobalt (environ 2.5%) permet de tremper l'acier à des températures très élevées sans trop avoir d'austénite résiduelle, et d'augmenter sa résistance à chaud.

La transformation à chaud de ces aciers est effectuée entre 1100 et 900°C, avec chauffage lent et refroidissement très lent (inférieur à 20°C par heure) ; le recuit peut se faire soit à 850 – 900°C, soit à 800°C avec dans les deux cas, un refroidissement lent (25°C par heure). La trempe est faite à l'huile pour une température d'austénitisation comprise entre 950 et 1030°C, à l'air pour une température d'austénitisation comprise entre 970 et 1050°C. Avant la trempe, il est nécessaire d'effectuer un simple ou double réchauffage à 750 – 800°C. L'austénite résiduelle pourra être déstabilisée par une réfrigération à – 80°C immédiatement après la trempe. Le traitement de revenu sera fait tout de suite après la trempe à une température de 200°C au plus selon l'emploi de l'acier.

Les combinaisons Mo – V où Mo- V- Co , sont celles qui présentent le plus d'intérêt au niveau de la dureté (58HRC) à 550°C. Certaines nuances qui contiennent des teneurs en vanadium plus au moins élevées, comme le cas de notre acier Z160CDV12, sont très difficiles à usiner ; il est possible d'améliorer cette propriété par l'addition de petites quantités de soufre (0.10 à 0.15 %).

Parmi les principaux domaines d'utilisations, nous citerons les outils de découpage, les matrices d'estampage, les lames de cisaille pour matériaux durs, etc.

IV.2.3 Aciers résistant au chocs (groupe 32)

Ces aciers doivent résister aux chocs mécaniques, une moindre fragilité est obtenue en diminuant la teneur en carbone, ce qui entraîne une diminution de la dureté qui est habituellement limitée à 56-58HRC. Nous distinguons 4 types de nuances selon les éléments d'addition :

- ◆ les aciers au silicium (groupe 232) ;
- ◆ Les aciers au chrome (groupe 233) ;
- ◆ Les aciers au tungstène (groupe 234) ;
- ◆ Les aciers au nickel (groupe 238).

IV.2.4 Aciers résistant aux chocs et à l'usure dans certains milieux corrosifs (groupe 27)

L'élément principal de protection des aciers dans le milieu corrosif est le chrome avec des teneurs supérieures à 12%. L'abaissement de la teneur en carbone s'avère aussi remède pour la protection, mais il s'accompagne toujours d'une diminution des niveaux de dureté et de résistance à l'usure. C'est pourquoi dans certains cas, on ajoute des additions de molybdène qui peuvent être bénéfiques pour l'amélioration des propriétés de résistance à l'usure et à l'échauffement. Les aciers les plus typiques de cette catégorie sont : Z40C14 et Z100CD17.

IV.2.5 Aciers pour forgeage à froid (groupe 28)

Ce sont des aciers à basse teneur en carbone (0.10%) qui sont cémentés après trempe. Ainsi, pour les conditions de travail, ils ont une très grande plasticité.

IV.3 Aciers à outils alliés pour travail à chaud (classe 3)

Ce sont les aciers qui doivent avoir une résistance à la déformation convenable, donc une dureté à chaud et une résistance à l'usure élevées sans que la ténacité, indispensable pour limiter les risques de fissuration rapide soit négligée. Ces aciers ont une bonne tenue aux différences de températures (les gradients thermiques) du choc thermique ; ainsi qu'une résistance à la déformation suffisante. Ces aciers sont souvent assez alliés, surtout avec du chrome, pour qu'ils puissent avoir une très bonne trempabilité. L'usinabilité de ces aciers est obtenue par un traitement de recuit donnant la structure la plus favorable.

La limite de la teneur en carbone pour ces aciers est inférieure à 0.6%, car l'acier doit présenter une dureté à chaud et une ténacité suffisantes. Ces aciers sont divisés en 4 groupes :

- ◆ Aciers résistants aux chocs mécaniques (groupe 33) ;
- ◆ Aciers résistants aux chocs thermiques (groupe 34) ;
- ◆ Aciers résistants à l'usure aux températures élevées (groupe 35) ;
- ◆ Aciers résistants aux très hautes températures (groupe 36).

Pour le groupe 33, ces aciers sont du type Cr- Mo où Ni- Cr- Mo . Ils sont très analogues aux aciers de construction, avec une teneur en C plus élevée et une addition de V pour augmenter la résistance au revenu.

Les aciers résistants aux chocs thermiques sont des aciers au chrome avec additions de Mo, W et V. Les aciers à 5% de Cr de type Z38CDV5 ont une bonne capacité de trempe et une dureté à chaud élevée avec une ductilité suffisante. Pour le cas des aciers à 3% de

chrome, de fortes additions de molybdène ou de cobalt peuvent avoir un apport bénéfique. En effet, le molybdène donne une résistance au revenu et une trempabilité excellentes, et le cobalt améliore la dureté à chaud d'une manière sensible.

Les aciers à 3% de nickel sont des aciers exempts de Cr. Ces aciers sont caractérisés par un durcissement secondaire dû à la précipitation du carbure de type M_2C . Les aciers de groupe 35 qui doivent résister aux hautes températures et à l'usure sont à base de tungstène avec addition de chrome pour améliorer la capacité de trempe, et de vanadium pour renforcer la résistance à l'échauffement et à l'usure. Pour les aciers du groupe 36 qui doivent seulement résister aux très hautes températures 600-650°C, ils sont caractérisés par des nuances résistantes à chaud.

IV.4 Aciers à coupe rapide (classe 4)

Les aciers rapides sont utilisés souvent comme outils de découpage, d'emboutissage ou de frappe. Les caractéristiques requises de ces aciers sont la dureté (à froid et surtout à chaud), la résistance à l'usure et la ténacité. Ces aciers contiennent toujours une teneur en carbone supérieure à 0.7%, environ toujours 4% de chrome, des teneurs diverses en tungstène et molybdène, éventuellement du cobalt. La classe est divisée en 5 groupes :

- Aciers de base pour emploi courant . Ces aciers ont une bonne tenue à la coupe, et une assez bonne ductilité .
- Aciers surcarburés qui ont une très grande résistance à l'abrasion. Ils sont différents des précédents pour des teneurs en C et V nettement élevées :
 $C = 1.3\%$ et $V = 4\%$.
- Aciers au cobalt ayant une très grande dureté à chaud. Grâce à l'addition de 5 à 10% de Co, ces aciers peuvent atteindre des duretés élevées à la température ambiante et surtout à chaud.
- Aciers au cobalt à haute teneur en carbone destinés aux travaux très difficiles. Ils présentent des duretés très élevées ,même à chaud, et une très grande résistance à l'usure.

Mais vu que ces aciers sont très fragiles et leur aptitude au meulage est médiocre, on ajoute souvent du cobalt pour avoir une bonne dureté à chaud et à froid.

V. Comportement des aciers à outils (alliages) en fatigue thermique

Il est certain que la nature du matériau, sa structure et ses propriétés physiques et mécaniques jouent un rôle prépondérant dans la tenue en fatigue thermique. La nature des matériaux est déterminée par :

- ◆ Sa composition chimique, nature et taux des éléments essentiels ;
- ◆ Sa constitution microstructurale ;
- ◆ Ses propriétés mécaniques.

V.1 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 [8]. Suivant D. Rousseau, la limite d'élasticité et la résistance au fluage chutent considérablement au delà d'une température de 400°C pour un certain nombre d'aciers. Dans ce cas, pour résister au cyclage thermique, un alliage doit présenter une dégradation minimale de ces propriétés à chaud, c'est à dire, avoir une dureté assez élevée à chaud.

Une bonne résistance aux chocs thermiques exige une ductilité élevée, tandis que celle à la fatigue thermique exige une bonne dureté. Ceci impose donc un compromis pour le matériau qui doit subir un cyclage thermique.

V.2 Structure des alliages

La composition chimique et la structure (présence de phases et de certains éléments), ont une influence capitale sur la tenue de l'alliage en fatigue et en chocs thermiques.

L'importance de la structure métallurgique d'un alliage sur la tenue en fatigue thermique a été prouvée. En effet, on a constaté que pour un même acier, les structures austénitiques et ferritiques se comportent différemment. Dans les fontes GS, on constate la différence de comportement entre les différentes matrices (ferritique, perlitique, ...) en fatigue thermique [8]. Dans le cas de la présence des précipités, la taille et la forme du précipité agissent sur le comportement de l'alliage au cours du cyclage thermique.

La présence dans structure de sites préférentiels d'amorçage et de propagation des fissures, peuvent accélérer le processus d'endommagement.

Pour les superalliages, l'influence de la solidification dendritique et surtout des carbures interdendritiques a été observée sur l'amorçage des fissures ainsi que l'effet de la précipitation au cours du cyclage thermique, de carbures de type MC et $M_{23}C_6$ sur la vitesse de propagation des fissures [11].

L'existence de sites d'amorçage et de propagation de fissures est due à la grande fragilité des particules de seconde phase et à la création localement, de niveaux de contraintes plus élevés. Comme dans les joints de grains, on peut remarquer aussi la création d'entailles d'oxyde, conduisant ainsi à des concentrations de contraintes qui favorisent l'amorçage des fissures thermiques.

V.3 Résistance au revenu et à la dureté à chaud

Un matériau doit avoir une bonne résistance au revenu pour résister à l'adoucissement lors du travail à chaud. Cependant, si la température de travail est supérieure à celle du revenu, même si la résistance de ce dernier est bonne, on risque d'avoir un adoucissement du matériau qui facilite la propagation des fissures de la fatigue thermique [8].

La figure II.5 ci dessous montre la longueur cumulée des fissures obtenues après 1600 cycles thermiques, pour l'acier à outil Z30CWV9[8], en fonction de la température du premier revenu.

On constate que ce sont les deux états les plus durs (à 200°C et au voisinage de durcissement secondaire) qui conduisent aux endommagement les plus faibles. Par ailleurs, la structure la plus ductile (revenu à 400°C), et les revenus à haute température (560°C et 730°C) apparaissent comme les plus favorables aux endommagements.

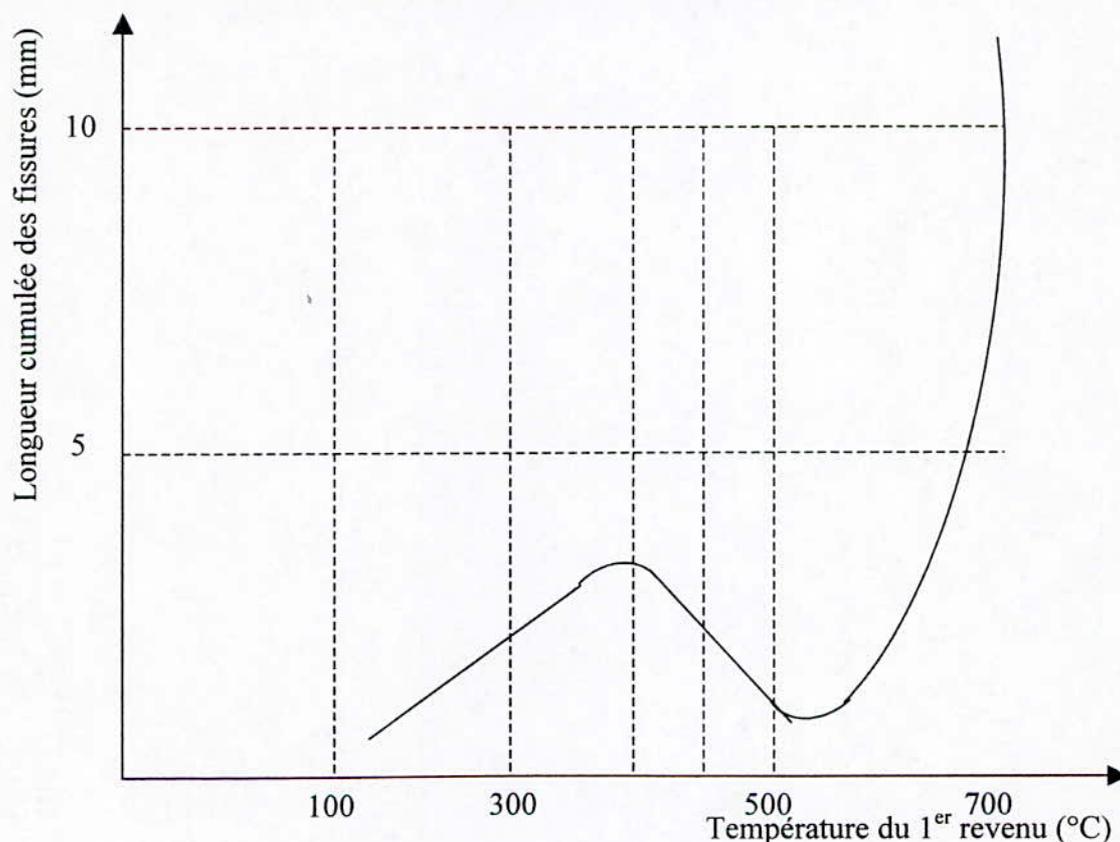


Fig. II.5 Influence de l'état de revenu initial sur l'endommagement de l'acier Z30WCV9.

Chapitre III
Méthodes expérimentales

Chapitre III Méthodes expérimentales

I- Matériau étudié

I.1 Etat brut

I.1.1 Conditions de livraison

Le matériau étudié est un acier fortement allié de nuance Z160 CDV 12 suivant la norme française AFNOR. Il a été livré sous forme de barreau de section carrée (28x28 mm²).

L'opération de découpage du barreau pour obtenir des échantillons pour les différentes analyses et essais , a été faite à l'atelier de Génie- Mécanique de l'E.N.P par une scie mécanique alternative, puis avec une tronçonneuse au laboratoire de Métallurgie.

I.1.2 Composition chimique

Quatre séries d'analyses chimiques ont été réalisées , deux en Algérie , au CRD de Boumerdes et à la S.N.V.I de Rouiba , et deux en France au niveau du laboratoire Mecasurf de l'ENSAM d'Aix en Provence. La composition chimique obtenue est présentée dans le tableau I-1.

Elément	C	Cr	V	Si	P	S	Mn	Ni	Cu	Ti	Mo
Composi- Tion (%)	1.67	13.20	0.64	0.25	0.013	0.01	0.32	0.39	0.08	0.13	0.85

Tableau-I-1-Analyse chimique de l'acier Z160 CDV 12.

Cette composition confirme la nuance de l'acier Z160 CDV 12.

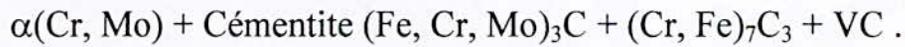
I.1.3 Caractérisation structurale et mécanique

L'acier a été livré en état de recuit de coalescence . Dans cet état, sa structure est constituée de perlite globulaire et particules sensiblement plus grossières de carbure de chrome eutectique du type $(Cr, Fe)_7C_3$ et de carbures de Vanadium de type VC très fins.

La figure III.1 représente la zone marginale de l'échantillon . Les carbures de Cr apparaissent en blanc, alors que ceux de V (qui n'apparaissent pas avec un tel grossissement) ont une couleur noire. Les carbures du Cr sont les plus gros de type $(Cr, Fe)_7C_3$ et présentent une forme globulaire de taille importante ; alors que ceux du V qui sont de type VC, sont les plus fins sous forme de bâtonnets très fins . Même chose pour la figure III.2 qui représente la zone centrale avec une différence de répartition des carbures. En effet , dans la zone marginale les carbures sont répartis uniformément et

disposés en bandes peu accusées ; par contre dans la zone centrale les carbures sont groupés en bandes avec des concentrations accompagnées de gros carbures.

D'après la composition chimique de l'acier Z 160 CDV12, on peut définir les différents constituants existant dans l'acier :



en solution solide

Cémentite alliée

Carbure de Cr

Carbure de V

La dureté de l'acier Z160 CDV 12 à l'état brut est de l'ordre de 20 HRC.

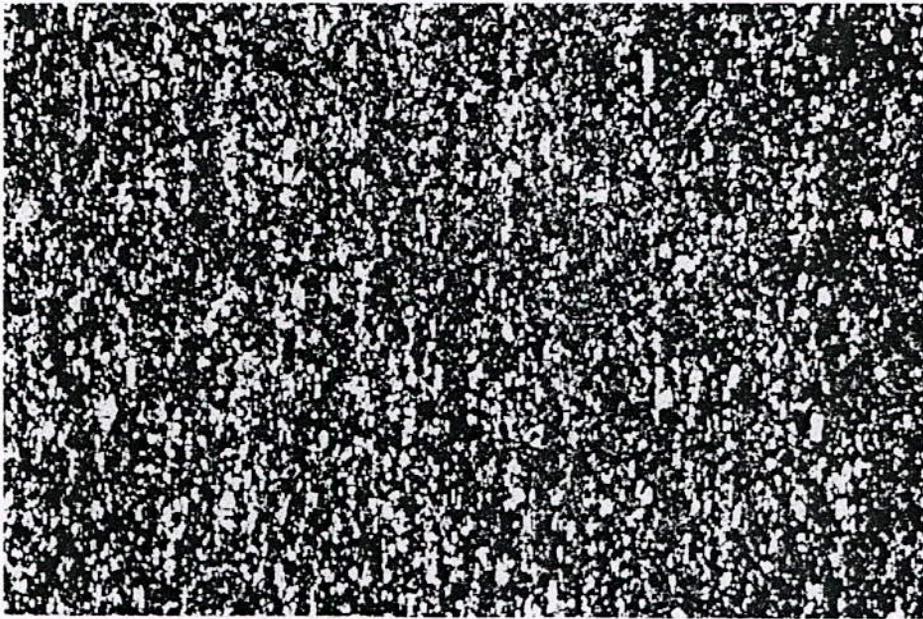


Figure III.1 Structure de l'acier Z160 CDV à l'état brut. Zone marginale (x100).

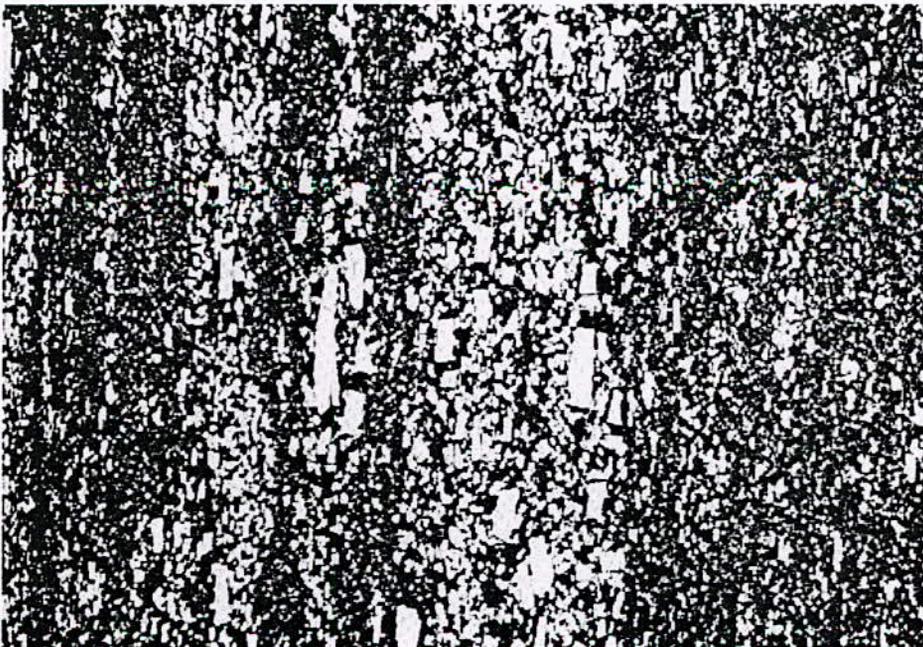


Figure III.2 Structure de l'acier Z160 CDV 12 à l'état brut. Zone centrale(x100).

I.2 Etat de référence

I.2.1 Traitements thermiques

Les traitements thermiques de trempe et revenu ont été réalisés au laboratoire de Génie- Mécanique de l'E.N.P. au moyen d'un four électrique .

Les différents traitements thermiques appliqués à l'état brut sont les suivants :

- austénitisation à 1030 °C, pendant 30 mn ;
- trempe à l'eau ;
- revenu à 650 °C pendant 2 heures , suivi d'un refroidissement à l'air .

Les paramètres de traitements thermiques (température et temps) ont été soigneusement choisis en tenant compte de la nature de l'acier et du traitement approprié.

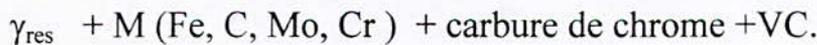
I.2.2 Composition après trempe

Avant le traitement de trempe, l'acier a subi une austénitisation à 1030 °C pendant 30mn. Ce traitement d'austénitisation, nous conduit à une solubilité partielle des carbures de chrome d'une part, et à une non solubilité des carbures de vanadium d'autre part.

A θ_γ , on a : une austénite (γ) constituée d'éléments Fe, C , Mo, et Cr , des carbures de chrome non solubles, et des carbures de vanadium.

Donc : γ (Fe, C, Mo, Cr) + carbures de chrome + carbures de vanadium.

Après trempe, on a : une quantité de l'austénite qui se transforme en martensite, avec des carbures de chrome et de vanadium. Donc on aura la composition suivante :



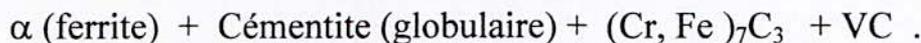
I.2.3 Composition après revenu

Pour un revenu à 200°C, la martensite riche en C et en éléments d'addition s'appauvrit en donnant des précipitations partielles de cémentite dans les joints de martensite et in-situ.



Pour un revenu à 650°C pendant 2 h, la martensite se transforme complètement en ferrite (α), et l'austénite résiduelle se transforme en (ferrite + cémentite). Cette transformation s'accompagne de la précipitation des carbures de chrome.

La composition finale de l'acier Z160CDV12 après revenu est :



I.2.4 Structure de l'état de référence (revenu à 650 °C)

Après un revenu à 650 °C pendant deux heures, la structure de l'acier Z 160CDV12 comprend les constituants suivants :

1. Une matrice composée de ferrite et de cémentite alliée au chrome et au molybdène en solution solide .
2. Un carbure de chrome de formule $(Cr, Fe)_7C_3$ qui apparaît sous forme globulaire de couleur blanche (voir figures III.3,et III.4).

La structure de la matrice type sorbitique ($\alpha + (Fe, Cr, Mo)_3C$) est aciculaire. Par contre les précipités du carbure de chrome ont une taille importante et une forme allongée. La structure de l'acier est une structure en bandes (due au procédé de fabrication :le filage et le laminage).

Le carbure de vanadium VC qui doit exister, n'apparaît pas à cause du faible grossissement utilisé ($\times 1000$).

La dureté de l'acier Z 160CDV12 à l'état de référence est de l'ordre de 35.5 HRC.



Fig. III.3 Structure de l'acier Z160CDV12 à l'état de référence. Zone centrale (x1000).

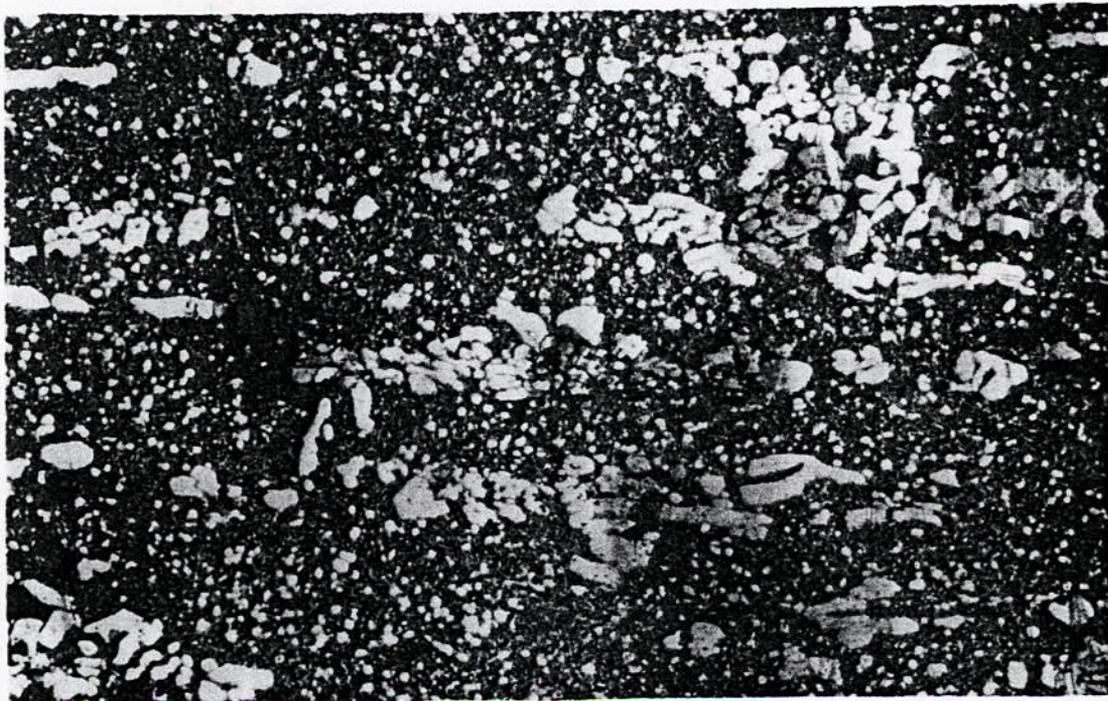


Fig. III.4 Structure de l'acier Z 160CDV 12 à l'état de référence. Zone marginale (x500)

II. Essais de cyclage thermique

II.1.1 Réalisation du dispositif de fatigue thermique

La première réalisation d'un dispositif de fatigue anisotherme a été faite en 1960. des modifications ont été proposées par L.F. COFFIN [21] qui a suggéré l'évolution des différentes conditions de sollicitations thermo- mécaniques

En 1961, S. TAIRAN, M. OHNAMI, et H. MINATA ont modifié le dispositif de COFFIN pour effectuer des essais en présence d'une contrainte moyenne de traction. M. KAWAMOTO et AL en 1963, ont développé une machine d'essais de traction qui fonctionne indépendamment du cycle de température.

En ce qui nous concerne et pour le besoin de nos essais de cyclage thermique, nous avons réalisé un système automatique qui assure le chauffage par un four électrique à résistances et le refroidissement par injection d'eau à l'aide d'une pompe hydraulique (voir fig. III.5 et III.6).

En effet, ce mécanisme comporte deux dispositifs :

*Un dispositif thermique (fig. III.7) constitué de :

.Four électrique tubulaire qui peut atteindre des températures jusqu'à 1000 °C ;

.Un système de régulation composé de :

.Un régulateur qui permet de fixer la température du four à l'aide d'un thermocouple (K) lié à ce dernier.

.Un bloc de puissance qui alimente le four ;

.Un indicateur de température qui affiche la température au voisinage de l'échantillon, à l'aide d'un autre thermocouple (K).

*Un dispositif hydraulique (fig. III.7) constitué de :

.pompe hydraulique d'une puissance de 75 l/mn qui assure le refroidissement à partir d'un bac d'eau ;

.un bac d'eau qui sert la pompe lors de son déclenchement ;

.un autre bac d'eau qui reçoit, en refroidissant l'échantillon, l'eau chaude sortie ;

.un temporisateur relié à la pompe, qui permet de fixer les temps de chauffage (arrêt de la pompe pendant t_{ch}) et de refroidissement (fonctionnement de la pompe pendant t_{ref}), nous permettant ainsi l'obtention d'un cyclage thermique.

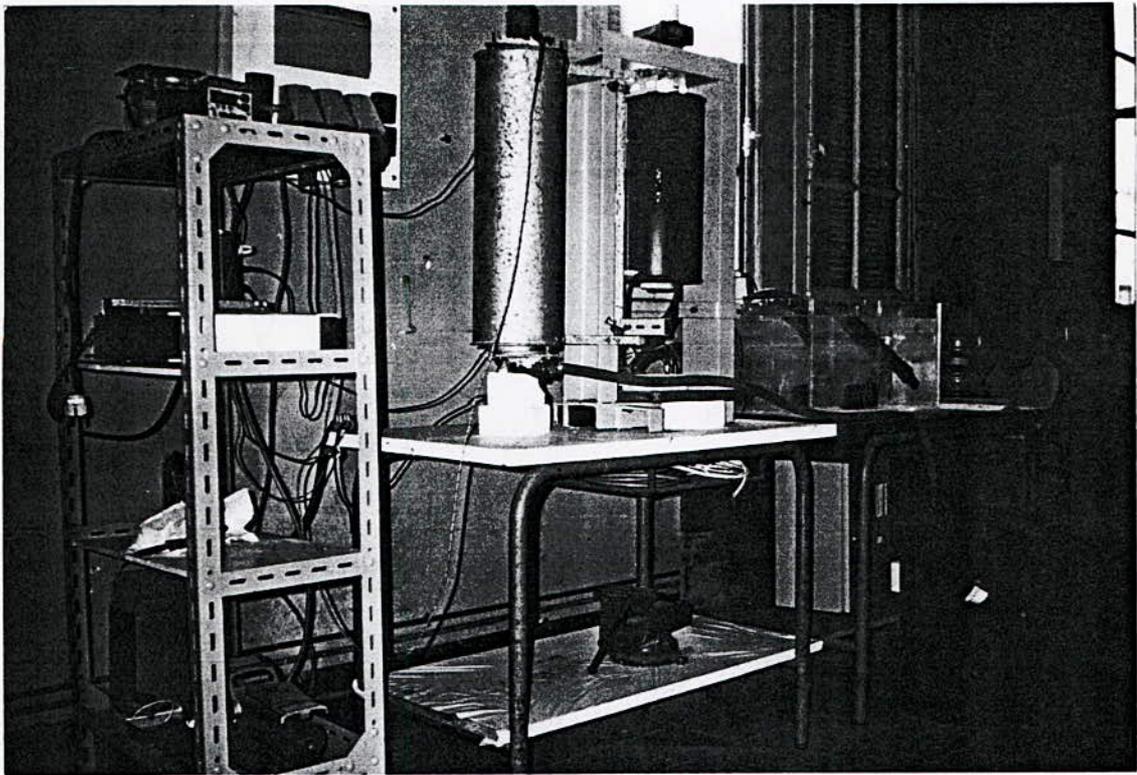


Fig. III.5 Vue de coté , du dispositif expérimental.

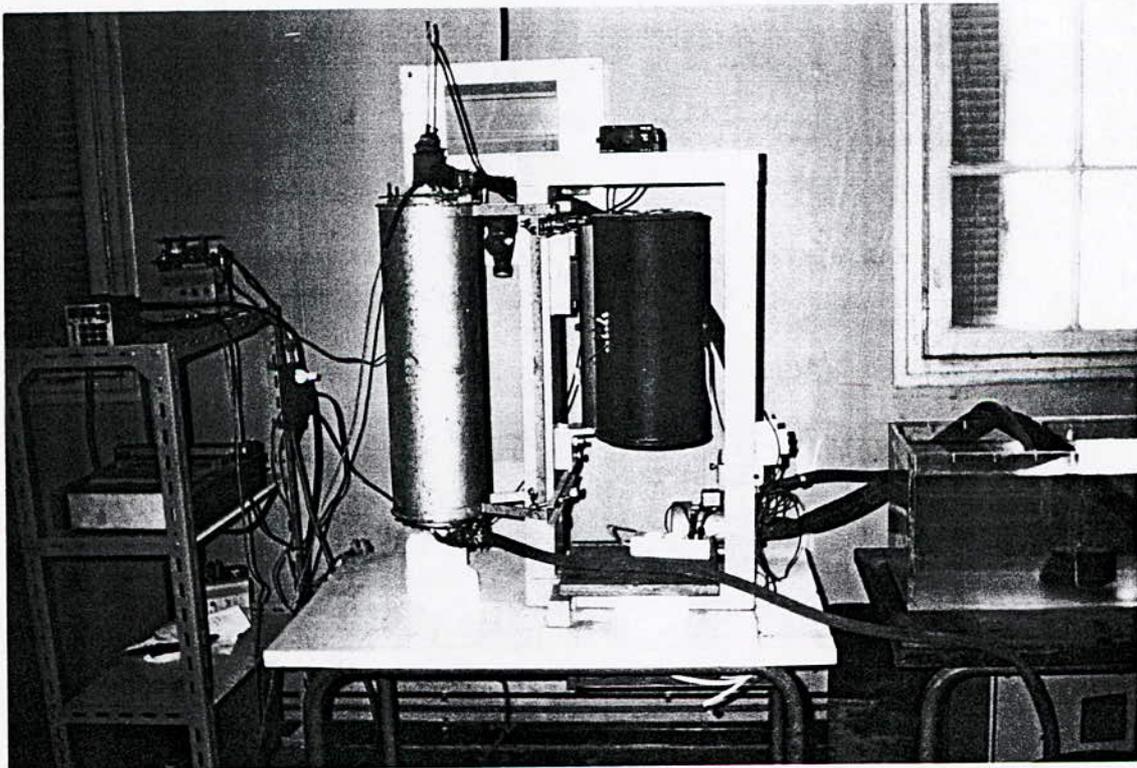


Fig. III.6 Vue de face, du dispositif expérimental.

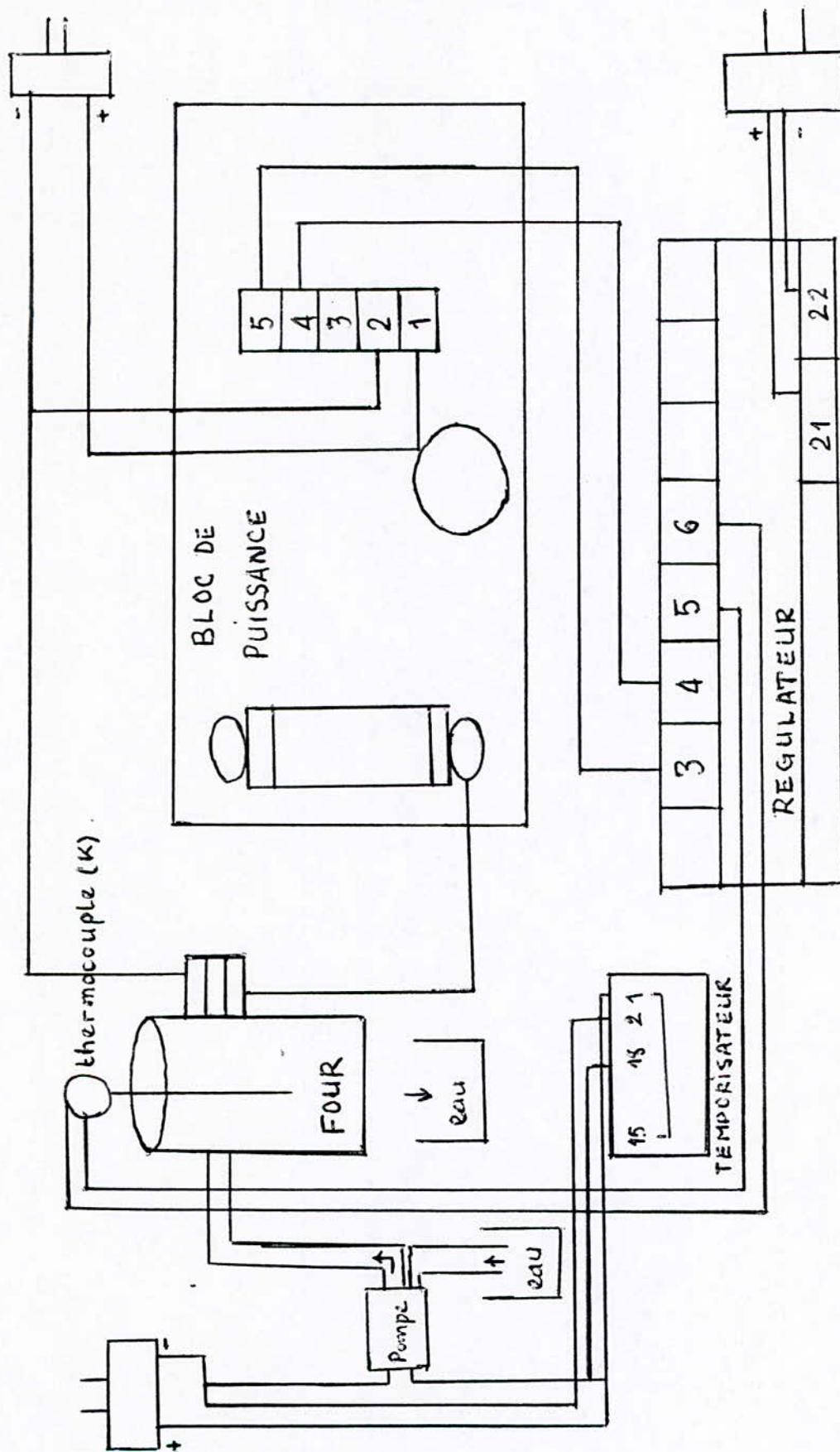


Fig. III.7 schéma du dispositif expérimental

II.1.2 Mode de fonctionnement du dispositif

Le four est fixé par un support. Un tube en acier inoxydable, de diamètre (38 mm) , a été introduit dans le four pour qu'il n'y ait pas de collision entre l'eau et l'intérieur du four. Le porte-échantillon de diamètre (34 mm),est fixé par deux fils en acier inoxydable au bouchon du tube. On peut donc comprendre la nécessité du deuxième thermocouple qui nous permet de contrôler ou de fixer la température de l'échantillon, dans le tube, qui est inférieure de celle du four. Cette différence entre la température du four et celle à laquelle l'échantillon est porté, est due aux parois du tube en acier inoxydable qui absorbent la chaleur, en diminuant ainsi la température, et à la position des deux thermocouples.

Le porte-échantillon réalisé peut porter deux échantillons à la fois. Les échantillons ont une forme rectangulaire de dimension (20 mm d'un coté et 10 mm de l'autre coté) et d'épaisseur 5 mm (voir fig.III.8).

Les courbures observées aux coins du rectangle sont faites par la meule afin que les échantillons soient stabilisés dans le porte-échantillon.



Fig.III-8 Représentations des échantillons.

Mise en marche du système :

- On alimente le four et on fixe la température de consigne θ_c à l'aide du régulateur ;
- Lorsque la température du four atteint θ_c , on place le porte – échantillon qui comporte deux échantillons dans le milieu du four ;
- On place ensuite le thermocouple de contrôle sur les échantillons pour contrôler la température maximale de l'échantillon ;
- On ferme l'extrémité supérieure (bouchon) du tube en acier inoxydable ;
- On déclenche la pompe et la temporisation.

Le système fonctionne avec des cycles de chauffage (pompe à l'arrêt pendant t_{ch}) et de refroidissement par un jet d'eau froide (pompe en marche pendant t_{ref}).

Ainsi, par les systèmes de chauffage et de refroidissement, on obtient des cyclages bien déterminés en sachant que le temps de maintien et la température du cycle sont commandés respectivement par le temporisateur et le régulateur de température.

Dans ces conditions, les échantillons sont maintenus dans le four où ils atteignent à leurs tour une température maximale T_{\max} pendant un certain temps de chauffage t_{ch} , puis ils subissent une douche froide par injection d'eau (trempé) où ils seront amenés à une température minimale plus basse T_{\min} pendant le temps de refroidissement.

Le cycle thermique obtenu à la forme présentée dans la figure III.9.

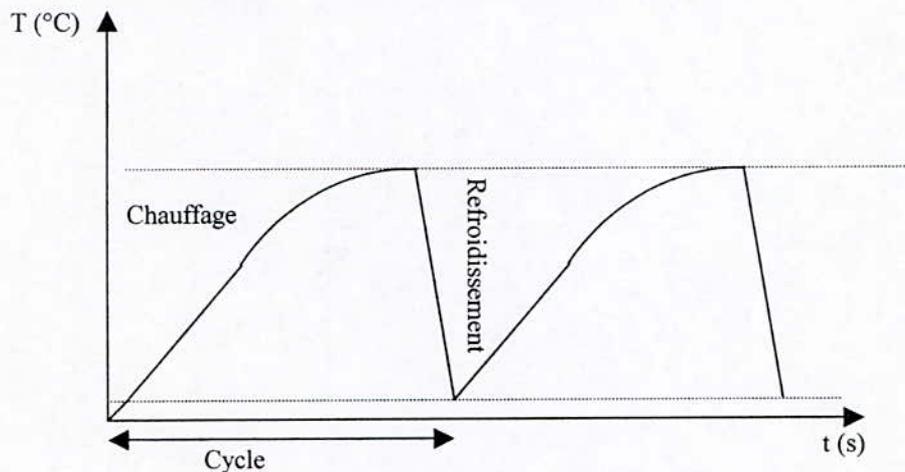


Fig. III.9 Forme du cycle thermique

II.1.2 Conditions de cyclage thermique

Le but principal de notre travail est d'étudier l'influence nombre de cycles thermiques (N) et celle du temps de maintien à chaud (t_{ch}) durant le cyclage thermique de l'acier.

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

Il y a trois séries d'échantillons ; pour chaque série le temps du chauffage t_{ch} varie de 300s, 480s à 720s. ainsi , pour chaque temps de chauffage, on peut varier le nombre de cycles (N) pour différents échantillons de la série. chaque série comporte cinq échantillons Voir (tableaux III.1, III.2, III.3).

A noter que la température maximale des cycles T_{\max} et le temps de refroidissement t_{ref} restent fixes durant tous ses essais.

Les essais exécutés sont représentés sous forme de tableaux :

Paramètres Echantillons (E_i)	Nombre De cycles (N_i)	Température De consigne θ_c (° C)	Température maximale T_{max} (° C)	Température minimale T_{min} (° C)	Temps de chauffage t_{ch} (s)	Temps de refroidissement t_{ref} (s)
E1	100	655	550	115	300	3
E2	200	655	550	115	300	3
E3	300	655	550	115	300	3
E4	400	655	550	115	300	3
E5	500	655	550	115	300	3

Tableau III.1- conditions opératoires du premier essai.

Paramètres Echantillons (E_i)	Nombre De cycles (N_i)	Température De consigne θ_c (° C)	Température maximale T_{max} (° C)	Température minimale T_{min} (° C)	Temps de chauffage t_{ch} (s)	Temps de refroidissement t_{ref} (s)
E1	100	620	550	80	480	3
E2	200	620	550	80	480	3
E3	300	620	550	80	480	3
E4	400	620	550	80	480	3
E5	500	620	550	80	480	3

Tableau III.2- conditions opératoires du deuxième essai.

Paramètres Echantillons (E_i)	Nombre De cycles (N_i)	Température De consigne θ_c (°C)	Température maximale T_{max} (°C)	Température minimale T_{min} (°C)	Temps de chauffage t_{ch} (s)	Temps de refroidissement t_{ref} (s)
E1	100	585	550	65	720	3
E2	200	585	550	65	720	3
E3	300	585	550	65	720	3
E4	400	585	550	65	720	3
E5	500	585	550	65	720	3

Tableau III.3 conditions opératoires du troisième essai.

Ainsi, on remarque dans les tableaux que la température du four (température de consigne θ_c), T_{min} et ΔT varient en fonction du temps de chauffage t_{ch} qui caractérise chaque essai.

II.1.3-Paramètres du cyclage thermique

Les paramètres de cyclage thermique pour chaque essai sont regroupés dans le tableau ci-dessous (tableau III.4) :

Paramètre s Essais	T_{max} (°C)	T_{min} (°C)	ΔT (°C)	t_{ch} (s)	t_{ref} (s)	V_c (°C/mn)	V_r (°C/mn)
Essai 1	550	115	435	300	3		
Essai 2	550	80	470	480	3		
Essai 3	550	60	490	720	3		

Tableau III.4 Paramètres d'un cyclage thermique.

II.2. Caractérisation structurale

II.2.1 Introduction

L'importance de l'observation micrographique est de nous permettre de contrôler et de comparer les changements de structures et de phases lors des essais de fatigue thermique. Mais avant toute observation, l'échantillon doit subir un polissage et ultérieurement une attaque chimique.

II.2.2 Polissage

Sur chaque échantillon, nous avons effectué un polissage sur la surface à examiner avec du papier abrasif de granulométrie croissante (180, 400, 600, et 1000) avec lubrification à l'eau, suivi d'une finition au feutre avec de la pâte diamantée d'alumine (1 et 3 μm)

II.2.3 Attaque chimique

L'attaque chimique d'un échantillon pour relever la structure micrographique fait apparaître entre autre les carbures et leurs concentrations dans la matrice qui se manifestent par les intensités d'attaque ou de coloration différentielle

Une solution d'attaque chimique spécifique a été choisie pour l'observation microscopique; il s'agit du réactif Vellala - qui permet de mettre en évidence les carbures- ayant la composition suivante :

- 8ml d'ethanol ;
- 1ml d'acide chlorhydrique (HCl) ;
- 1 ml d'acide nitrique (HNO₃) ;
- 0.1 g d'acide picrique pour 10 ml de solution.

La durée d'attaque est entre 20 et 30 s; suivie d'un rinçage à l'eau distillée.

II.2.4 Observation micrographique

Notre examen micrographique a été effectué au C.S.C (Centre de Soudage de Cherraga) à l'aide d'un microscope optique de marque ZEISS, équipé d'un appareil photographique standard.

Nous avons pris trois micrographies pour chaque échantillon et trois autres pour l'observation des fissures, avec des grossissements 500 et 1000.

La caractérisation structurale a été réalisée sur 16 échantillons (1 de référence et 15 des essais de cyclage thermique).

II.3 Essais de microdureté

En général, l'essai de microdureté consiste à enfoncer un pénétrateur de type Vickers (HV) sur le métal. La mesure de la dimension de l'empreinte est réalisée à l'aide d'un microscope (x100 ou x400).

II.3.1 Profil de la microdureté

L'établissement du profil de la microdureté a pour but de confirmer et de compléter l'examen micrographique en montrant des différences de microdureté sur les différents constituants du matériau.

II.3.2 Type d'essai et de charge

Le prélèvement des microduretés s'est effectué avec une charge de 200Kgf, avec un microduromètre de marque ZEISS. Les essais ont été réalisés au laboratoire du CSC de Chéraga.

II.3.3 Mode opératoire

Les essais de microdureté sont réalisés sur les surfaces polies (lisses). Le balayage de la microdureté a été effectué le long de l'axe X sur toute la longueur des échantillons (voir figure III.10.a).

Les échantillons sont disposés selon la plus grande arrête. On remarque bien, que le balayage distingue trois zones dont les zones 1 et 3 sont à l'extrémité de l'échantillon (marginales) et la zone 2 centrale.(voir figure III.10.b).



Fig. III.10 Dispositions des échantillons durant l'essai de microdureté.

II.4 Essais de dureté

La mesure de la dureté est d'un emploi général pour caractériser le matériau, qu'il s'agisse de résistance mécanique ou de vérifier l'absence de fragilité ou de fragilisation par suite de différents traitements thermiques et d'essais de cyclage thermique qu'il a pu subir.

Le prélèvement de duretés a été effectué à l'aide d'un duromètre de marque « LECO-TR-240 » au laboratoire de métallurgie (ENP).

II.4.1 Type d'essai et de charge

La charge appliquée sur le pénétrateur conique en diamant est de l'ordre de 150Kgf. L'essai choisi est l'essai Rockwell (HRC).

II.4.2 Mode opératoire

Cet essai de dureté consiste à enfoncer le pénétrateur sur toute la surface visée de l'échantillon et de prendre plusieurs mesures (au moins trois).

Chapitre IV
Résultats et interprétation

1 Résultats expérimentaux

1.1 Evolution structurale

L'étude de l'observation structurale a été réalisée sur trois séries d'échantillons :

- ◆ La première série a subi l'essai n°1 caractérisé par un maintien à chaud jusqu'à 550°C pendant 5 mn.
- ◆ La deuxième série a subi l'essai n°2 caractérisé par un maintien à chaud jusqu'à 550°C pendant 8 mn.
- ◆ La troisième série a subi l'essai n°3 caractérisé par un maintien à chaud jusqu'à 500°C pendant 12 mn.

1.1.1 Evolution structurale de l'essai n°1

L'observation microscopique révèle les phénomènes suivants :

1. Les précipités du carbure de chrome $(Cr, Fe)_7C_3$ subissent une croissance et une globulisation au cours du cyclage thermique (voir figures IV.1, IV.2, IV.3, IV.4).

En effet, on observe sur les figures IV.3 et IV.15, un taux important de précipités de forme sphéroïdale.

2. la finesse de la structure de la matrice décroît avec le nombre de cycles (figure IV.4).

1.1.2 Evolution structurale de l'essai n°2

La structure de l'acier Z160CDV12 a subi pendant cet essai les transformations suivantes :

1. Les précipités du carbure de chrome subissent une croissance et une globulisation. La cinétique est importante car à 300 cycles, la globulisation est importante (le pourcentage des précipités de forme sphéroïdale est important). La même observation peut être faite sur la taille des précipités (voir figure IV.5, IV.6, IV.7 dans l'annexe).

2. La matrice évolue vers une structure de finesse plus faible.

3. La structure en bande disparaît avec le nombre de cycles. A 300 cycles, la structure est plus homogène mais pas totalement (figure IV.7).

1.1.3 Evolution structurale de l'essai n°3

Une durée de maintien à chaud jusqu'à 550°C de 12 mn, engendre une transformation plus importante de la structure. On constate une croissance et une sphéroïdisation importantes du carbure de chrome $(Cr, Fe)_7C_3$.

La structure devient moins fine et plus grossière que celles dans les cas des maintiens à chaud pendant 5 et 8 mn (voir figures IV.8, IV.9, IV.10).

1.2 Evolution de la dureté

Les résultats obtenus pour les trois essais réalisés sont présentés dans les tableaux suivants :

Etat de référence : 35,46 HRC.

Pour l'essai n°1 :

Numérotation des échantillons(E_i)	E_1	E_2	E_3	E_4	E_5
Nombre de cycles (N_i)	100	200	300	400	500
Mesures de duretés (HRC)	38.3	37.2	33.8	36.3	39.3
	40.1	38.5	33.6	37.3	35.4
	41.1	37.4	34	36.7	37.1
Moyenne (HRC)	39.86	37.7	33.8	36.76	37.26

Tableau IV.1 Evolution de la dureté pour l'essai n°1 (5mn)

Pour l'essai n°2 :

Numérotation des échantillons(E_i)	E_1	E_2	E_3	E_4	E_5
Nombre de cycles (N_i)	100	200	300	400	500
Mesures de duretés (HRC)	36.4	37.4	33.6	36.6	40.2
	39.6	36.1	35.4	37.9	38.7
	39.9	36.9	35.3	37.3	38.5
Moyenne (HRC)	38.65	36.8	34.75	37.26	39.14

Tableau IV.2 Evolution de la dureté pour l'essai n°2 (8mn)

Pour l'essai n°3 :

Numérotation des échantillons(E_i)	E_1	E_2	E_3	E_4	E_5
Nombre de cycles (N_i)	100	200	300	400	500
Mesures de duretés (HRC)	37.7	34.7	32.6	40.1	41.8
	36.1	37.2	31.8	39.2	41.6
	38.5	34.3	31.9	39.1	38.3
Moyenne (HRC)	37.43	35.4	32.1	39.6	40.56

Tableau IV.3 Evolution de la dureté pour l'essai n°3 (12mn)

D'après ces tableaux, on peut schématiser l'évolution de la dureté en fonction du nombre de cycles. La figure ci dessous (figure IV.11) montre l'évolution de la dureté pour les trois essais, en fonction du nombre de cycles.

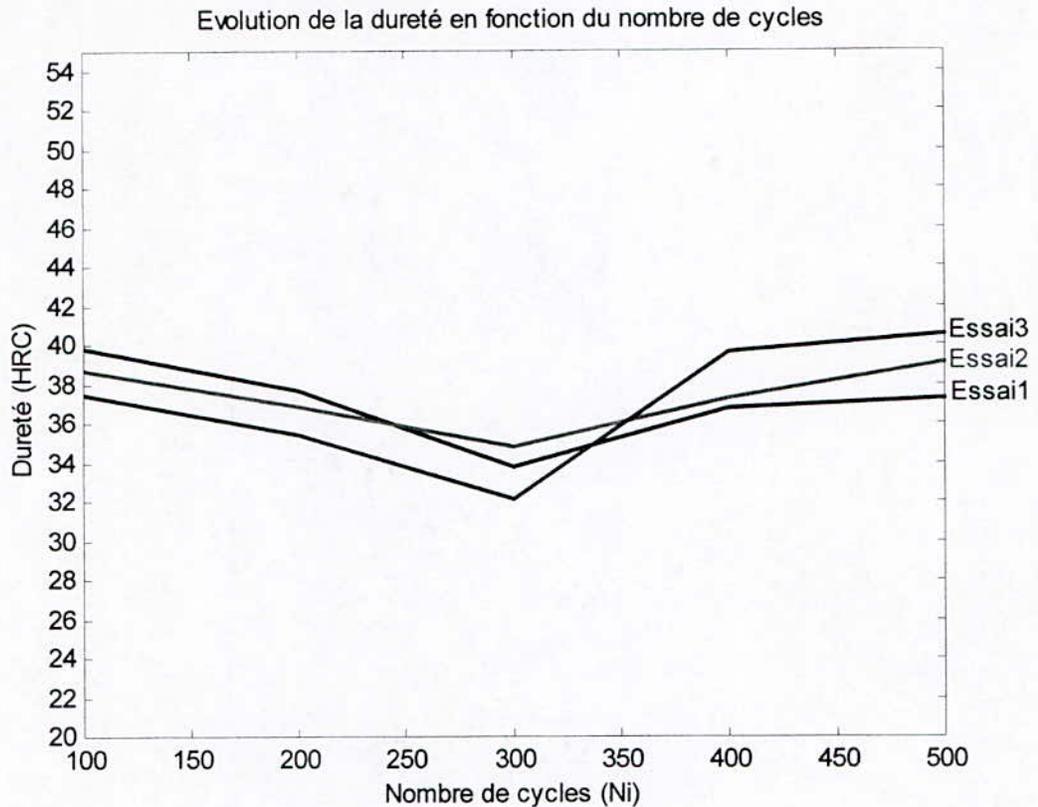


Fig. 11 Evolution de la dureté en fonction du nombre de cycles

Pour un nombre défini de cycles, on peut présenter aussi l'évolution de la dureté en fonction du temps de maintien à chaud (t_{ch}) et le gradient thermique induit dans chaque essai $\Delta\theta$, en sachant que le temps de maintien varie proportionnellement avec le gradient thermique (voir tableau IV.4).

Durée de maintien à chaud (mn)	Température maximale θ_{max} (°C)	Température minimale θ_{min} (°C)	Gradient thermique $\Delta\theta$ (°C)
5	550	115	435
8	550	80	470
12	550	65	485

Tableau IV.4 Evolution du gradient thermique en fonction du temps de maintien.

L'influence du temps de maintien à chaud sur la dureté dans l'acier au cours du cyclage thermique, est présentée dans la figure suivante :

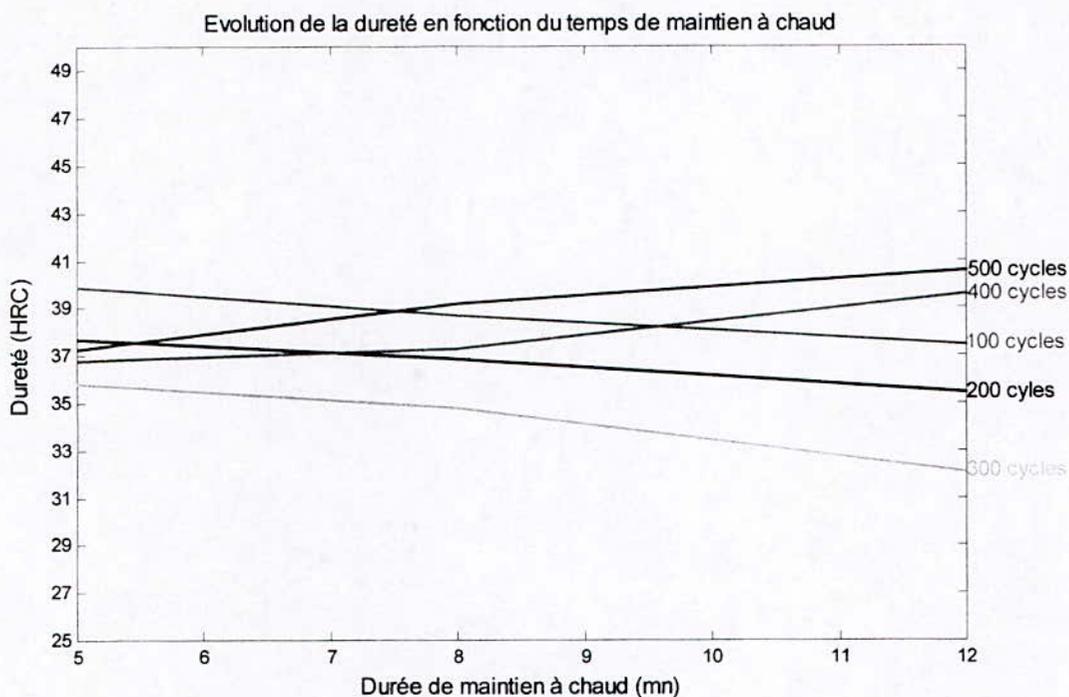


Fig. 12 Evolution de la dureté en fonction du temps de maintien à chaud

L'influence du gradient thermique sur la dureté est présentée dans la figure ci dessous :

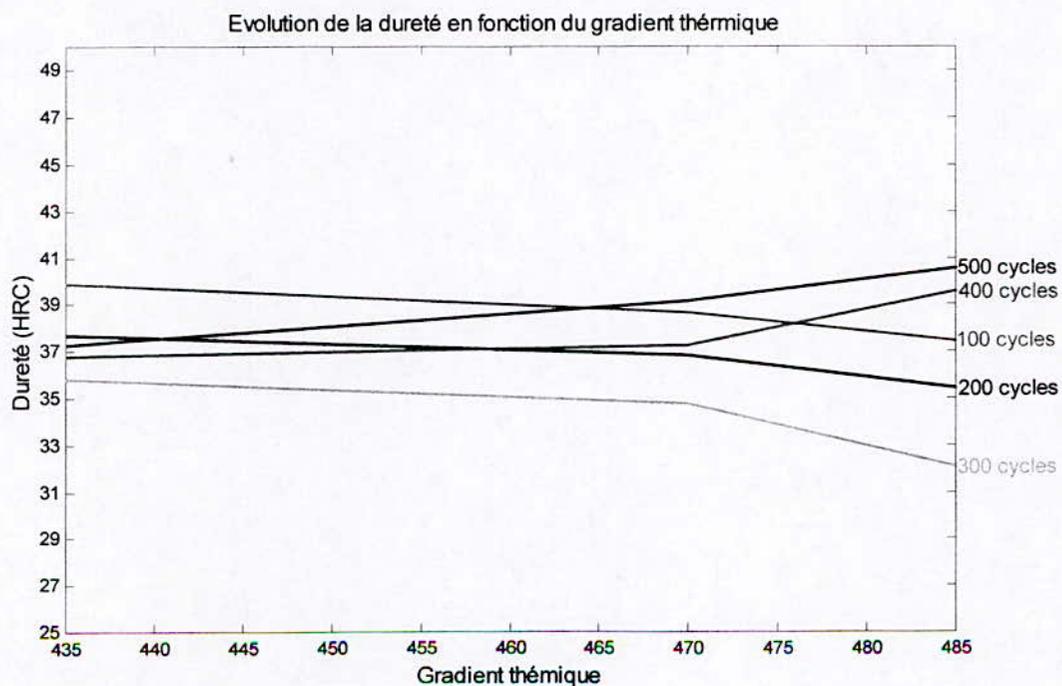


Fig. 13 Evolution de la dureté en fonction du gradient thermique

1.3 Evolution de la microdureté :

Les valeurs obtenues des mesures effectuées pour le prélèvement des microduretés, pour les trois séries sont représentées dans les tableaux suivants :

Numérotation des échantillons E_i		E_1	E_2	E_3	E_4	E_5
Nombre de cycles N_i		100	200	300	400	500
Mesures des microduretés suivant les zones (HV)	Zone 1	401.3 424.7 458.2	440.9 471.3 464.7	420.4 417.6 417.6	436.4 436.4 432.0	458.2 455.0 420.4
	Zone 2	419.0 402.6 399.7	486.8 508.7 512.5	445.5 432.0 442.5	468.0 432.0 458.2	409.3 399.9 426.1
	Zone 3	417.6 434.9 307.1	461.4 439.4 448.7	434.9 437.9 447.1	442.5 483.3 459.8	421.8 430.5 409.3
Moyenne des zones (HV)	Zone 1	428.1	458.96	418.53	434.93	444.53
	Zone 2	400.43	502.66	440.00	452.73	411.76
	Zone 3	386.53	449.83	439.96	461.86	420.53

Tableau IV.5 Evolution de la microdureté pour l'essai n°1 (5mn)

Numérotation des échantillons E_i		E_1	E_2	E_3	E_4	E_5
Nombre de cycles N_i		100	200	300	400	500
Mesures des microduretés suivant les zones (HV)	Zone 1	546.5 424.1 485.1	495.8 478.1 505.0	420.4 390.9 392.2	462.3 412.5 468.1	470.4 463.5 436.5
	Zone 2	451.8 429.1 495.8	540.2 417.6 447.1	382.2 497.6 456.6	406.7 392.4 465.4	476.2 418.9 461.2
	Zone 3	499.4 468.0 440.9	450.2 526.1 424.7	450.2 419 455	426.3 434.4 512.1	431.3 471.4 453.6
Moyenne des zones (HV)	Zone1	485.23	492.96	435.5	447.1	456.8
	Zone2	458.86	468.3	445.46	421.5	452.1
	Zone3	469.43	467	441.4	457.6	449.2

Tableau IV.6 Evolution de la microdureté pour l'essai n°2 (8mn)

Numérotation des échantillons E_i		E_1	E_2	E_3	E_4	E_5
Nombre de cycles N_i		100	200	300	400	500
Mesures des microduretés suivant les zones (HV)	Zone 1	444	464.7	429.6	417	451.7
		414.8	445.5	449.1	422.8	463.2
		468.7	407.9	475.5	444.5	418.6
	Zone 2	469.7	459.8	437	447.3	452.3
		432	429	458.7	423.6	442.2
		456.6	501.2	458.7	444.9	461.1
	Zone 3	497.6	367.9	408.1	427.3	432.8
		426.1	394.7	403.5	423.6	456.7
		468	456.6	440.3	398.3	459.9
Moyenne des zones (HV)	Zone 1	442.5	439.36	451.4	428.1	447.5
	Zone 2	452.76	463.33	446	438.6	452.1
	Zone 3	463.9	406.4	417.3	416.4	49.8

Tableau IV.7 Evolution de la microdureté pour l'essai n°3 (12mn)

Pour bien avoir la tendance de l'évolution de la microdureté en fonction des paramètres tel que (nombre de cycles , temps de maintien à chaud gradient thermique), il est nécessaire de globaliser les données suivant les échantillons. Donc en ramené à faire un autre tableau qui est présenté ci-dessous :

Nombre de cycles (N_i)		100	200	300	400	500
Moyennes des microduretés (HV)	Essai n°1	405	470	431	450	426
	Essai n°2	471.3	476.8	440.45	442.1	452.7
	Essai n°3	453.05	436.36	436.23	427.7	450

Tableau IV.8 Evolution de la moyenne des microduretés pour les trois essais

La microdureté de l'échantillon de référence : 436 HV

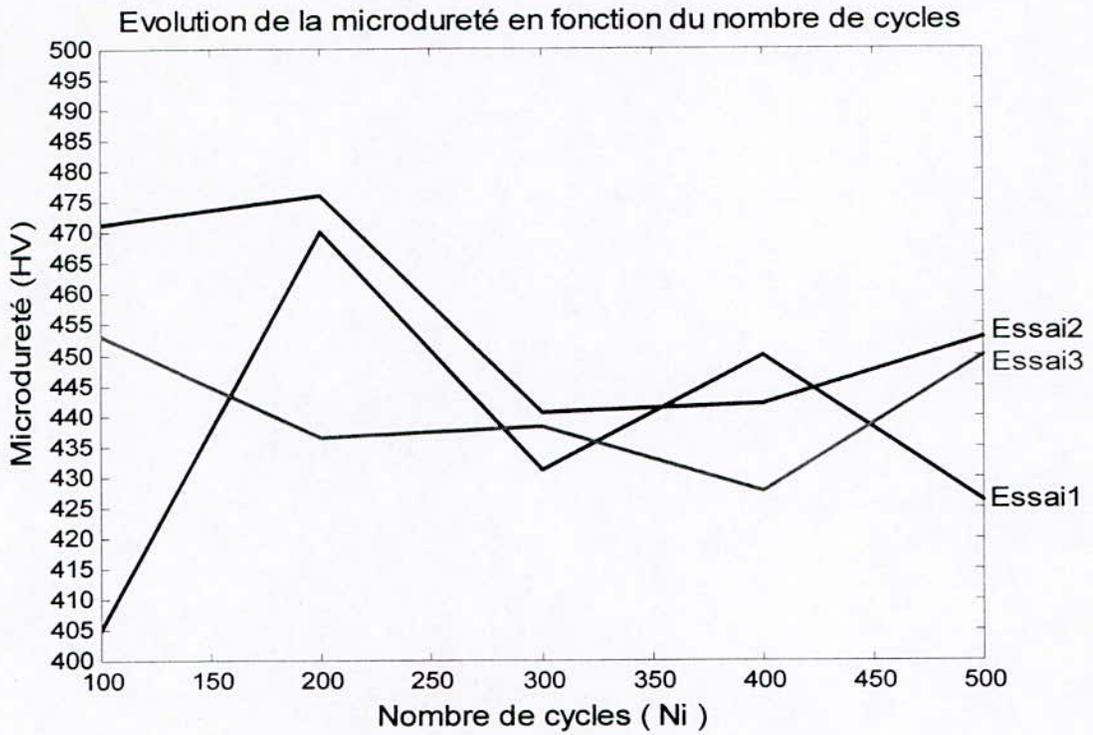


Fig. 14 Evolution de la microdureté en fonction de nombre de cycles

Les résultats obtenus ne permettent de préciser l'évolution de la structure d la matrice. On constate une variation en dent de scie qui interprète une stabilisation de la structure de la matrice.

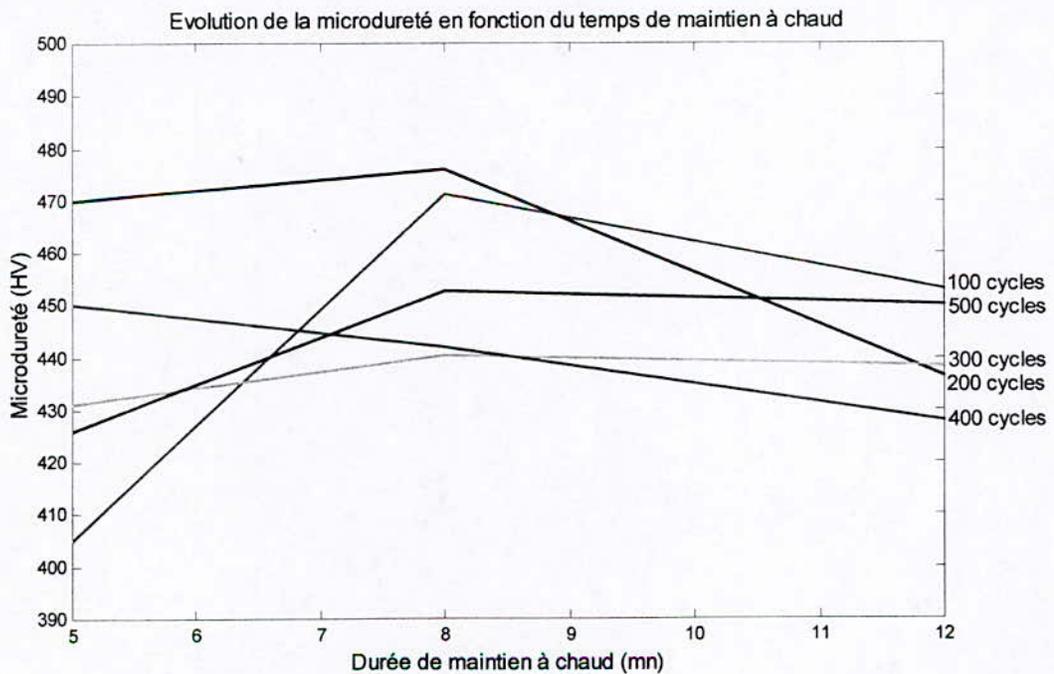


Fig. 15 Evolution de la microdureté en fonction de durée de maintien à chaud.

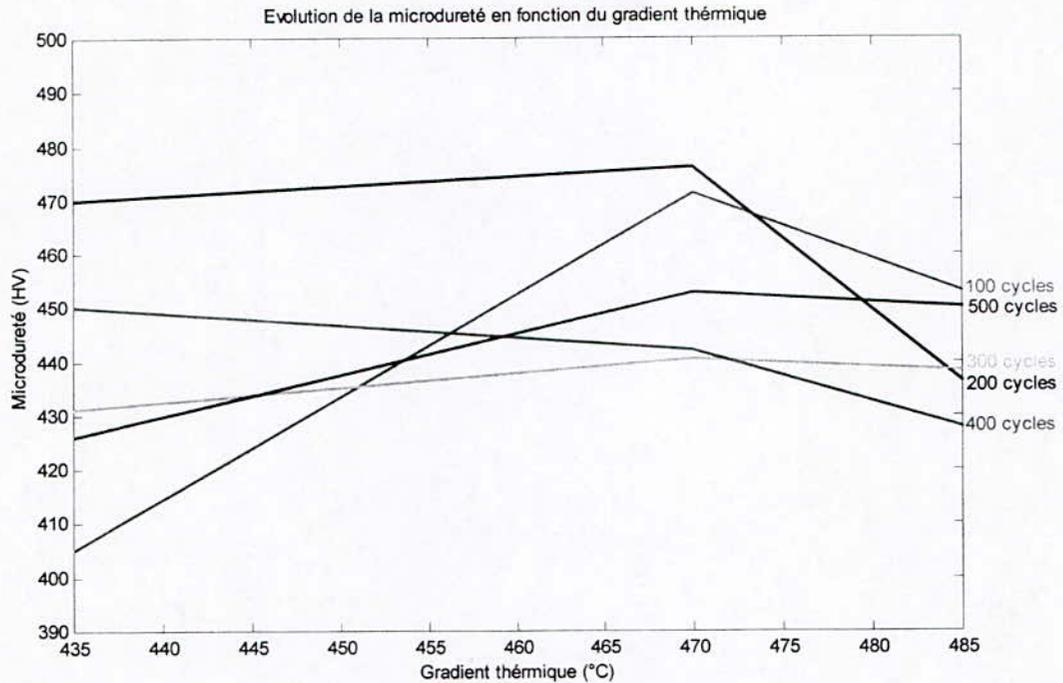


Fig. 16 Evolution de la microdureté en fonction du gradient thermique

D'après ces figures, on observe que ces résultats obtenus ne permettent de mettre en évidence les effets du temps du maintien à chaud et du gradient thermique sur l'évolution de la matrice.

II Interprétation

II.1 introduction

L'acier Z160CDV12 à l'état revenu à 650°C possède une structure composée d'une matrice de ferrite et de cémentite alliées au chrome et au molybdène, comme nous l'avons vu au chapitre II, dans laquelle précipite deux carbures : le carbure de chrome $(Cr, fe)_7C_3$ et le carbure de vanadium VC. Au cours du cyclage thermique, la structure subit :

- ◆ Des transformations par effet des chauffages et des refroidissements.
- ◆ Des modifications de l'état mécanique dues aux variations de la température (gradient thermique).

Les transformations structurales sont liées aux paramètres de cyclage (θ_{max} , θ_{min} , temps de maintien à chaud t_{ch} , temps de maintien à froid t_{ref} , la fréquence). L'état

mécanique dépend de l'ampleur des contraintes thermiques. Ces contraintes sont dues aux gradients de température $\Delta\theta$, mais dépendent aussi des autres paramètres de cyclage.

II.2 Effet du temps de maintien à chaud

II.2.1 Effet du temps de maintien à chaud sur la structure

Pour un même nombre de cycles, plus le temps de maintien à chaud est grand, plus l'évolution structurale est importante.

- ◆ La taille des constituants (carbure, cémentite, ...) est plus grande.
- ◆ La proportion des précipités de forme sphéroïdale est plus élevée.
- ◆ La structure en bande disparaît.

On peut expliquer ces phénomènes par la diffusion qui se produit à 550°C au cours du temps de maintien.

La croissance des carbures de chrome et de vanadium implique deux mécanismes :

- D'une part, l'appauvrissement en chrome et en molybdène de la ferrite ;
- D'autre part, la disparition progressive de la cémentite par diffusion de carbone vers les carbures de chrome et surtout de vanadium.

II.2.2 Effet du maintien à chaud sur la dureté

Plus le temps de maintien à chaud augmente, plus le gradient thermique augmente, comme le montre le tableau IV.4. La dureté de l'acier est expliquée par l'interaction précipités-dislocations d'une part, et par la formation et le développement des contraintes thermiques (exprimées par le gradient thermique) d'autre part. Donc plus le gradient thermique est élevé, plus les contraintes sont importantes et plus la dureté est élevée. Cependant, plus la durée de maintien à chaud est élevée, plus la croissance et la globulisation sont importantes et la dureté est faible.

On peut conclure que la durée de maintien à chaud engendre deux conséquences contradictoires sur la dureté de l'acier :

- Un abaissement de la dureté (adoucissement) dû à la croissance et la sphéroïdisation des constituants.
- Une élévation de dureté (durcissement ou consolidation) due à la formation et au développement des contraintes d'origine thermique induites par l'effet du gradient thermique.

II.3 Effet du nombre de cycles

Les résultats obtenus montrent un léger adoucissement au cours des 300 premiers cycles et un léger durcissement après 300 cycles, jusqu'à 500 cycles. Ceci permet de faire les observations suivantes :

Au cours du cyclage thermique, l'acier est le siège de deux mécanismes contradictoires :

- Transformation de la structure suivant la description citée ci-dessus (chapitre IV.II.1), qui engendre un abaissement de la dureté ;
- Formation et développement des contraintes thermiques qui sont dues au gradient thermique imposé durant le cyclage, qui engendre un durcissement.

Donc pendant les 300 premiers cycles, c'est le phénomène de la transformation de la structure qui l'emporte, alors que les contraintes thermiques cumulées sont faibles. Après 300 cycles, le comportement s'inverse, les contraintes thermiques deviennent alors importantes et causent le durcissement (consolidation) de l'acier. Mais jusqu'à 500 cycles, ce durcissement reste faible.

Conclusion

Conclusion

Cette étude rentre dans le cadre d'un projet de recherche sur le comportement des aciers à outils alliés aux chrome, molybdène, et vanadium en fatigue thermo-mécanique.

Le choix de l'acier Z160CDV12 est dicté par les considérations suivantes :

- L'étude concerne les alliages Fe – C – Cr – Mo – V .
- Les aciers étudiés ont des compositions différentes en carbone, chrome, molybdène et vanadium.
- L'acier Z160CDV12 a été sélectionné pour obtenir les résultats dans des conditions d'un taux de chrome de 12%, d'un taux de molybdène de 1% et d'un taux de vanadium de 0.65%.

Les résultats obtenus montrent les effets du temps de maintien à chaud jusqu'à 550°C et du nombre de cycles, sur l'évolution de la structure et de la dureté de l'acier :

- La structure subit une croissance et une sphéroïdisation des constituants (carbures de chrome et vanadium, cémentite).
- La dureté de l'acier subit un abaissement pendant les 300 premiers cycles du cyclage thermique et une légère élévation après, jusqu'à 500 cycles.

Ceci traduit un bon comportement mécanique de l'acier à 500°C bien qu'il est considéré comme étant un acier pour travail à froid.

Ce travail, malgré les résultats obtenus reste incomplet car des études complémentaires plus pointues doivent être menées dans le cadre d'un sujet de recherche de magistère. En particulier :

- Le suivi de la transformation structurale par observation micrographique au microscope électronique à balayage (MEB), pour bien permettre l'observation des phases constituantes de l'acier et leurs évolutions.
- Etude des effets de plusieurs paramètres du cyclage thermique sur la taille et la forme des précipités (carbures et cémentites alliées).
- L'utilisation de la diffraction X et de la microsonde pour confirmer l'évolution des différents constituants et phases de la structure.

Annexe

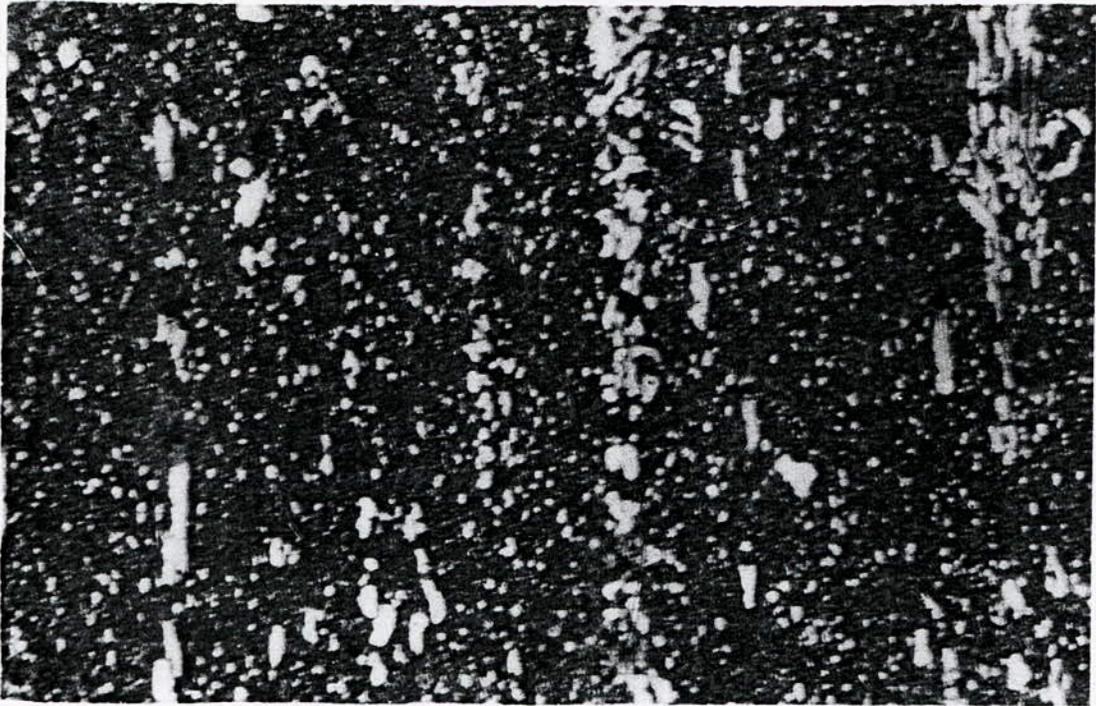


Fig. IV.1 Microstructure de l'échantillon1 de la première série (x500)

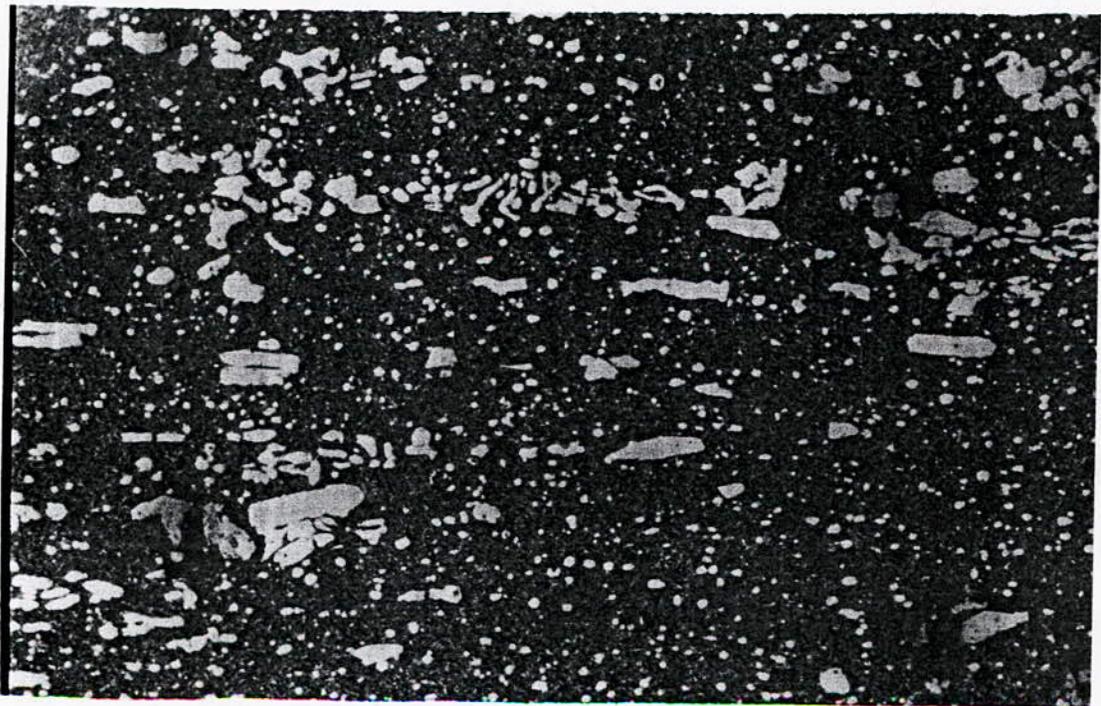


Fig. IV.2 Microstructure de l'échantillon3 de la première série (x500) .



Fig. IV.3 Microstructure de l'échantillon4 de la première série (x500)

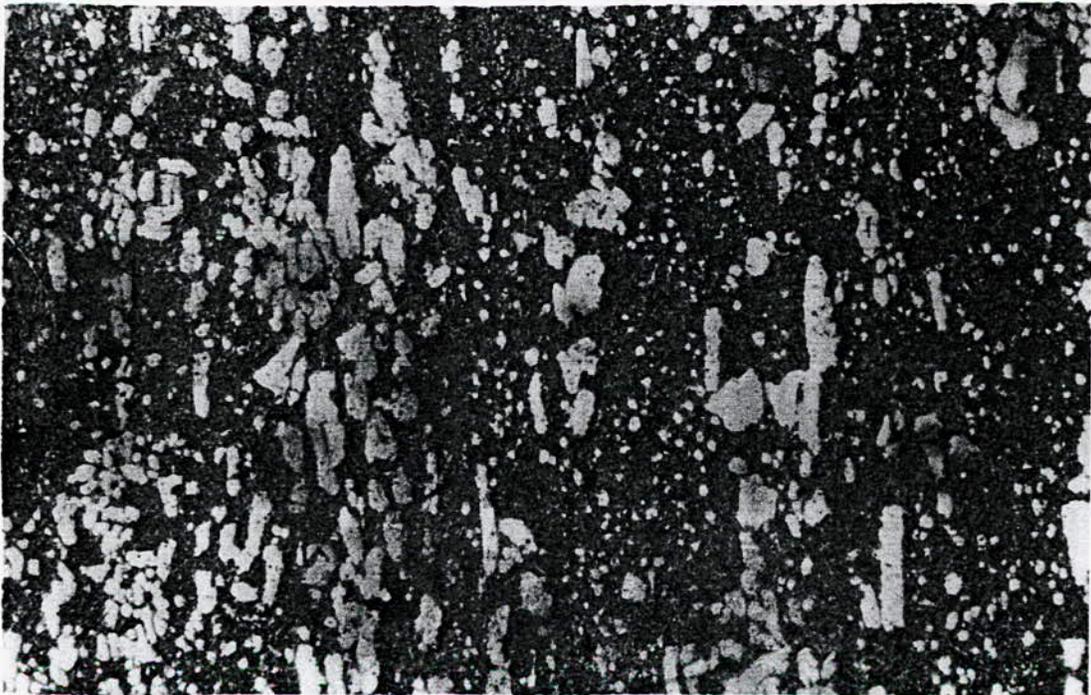


Fig. IV.4 Microstructure de l'échantillon5 de la première série (x500)



Fig. IV.5 Microstructure de l'échantillon1 de la deuxième série (x500)



Fig. IV.6 Microstructure de l'échantillon2 de la deuxième série (x500)

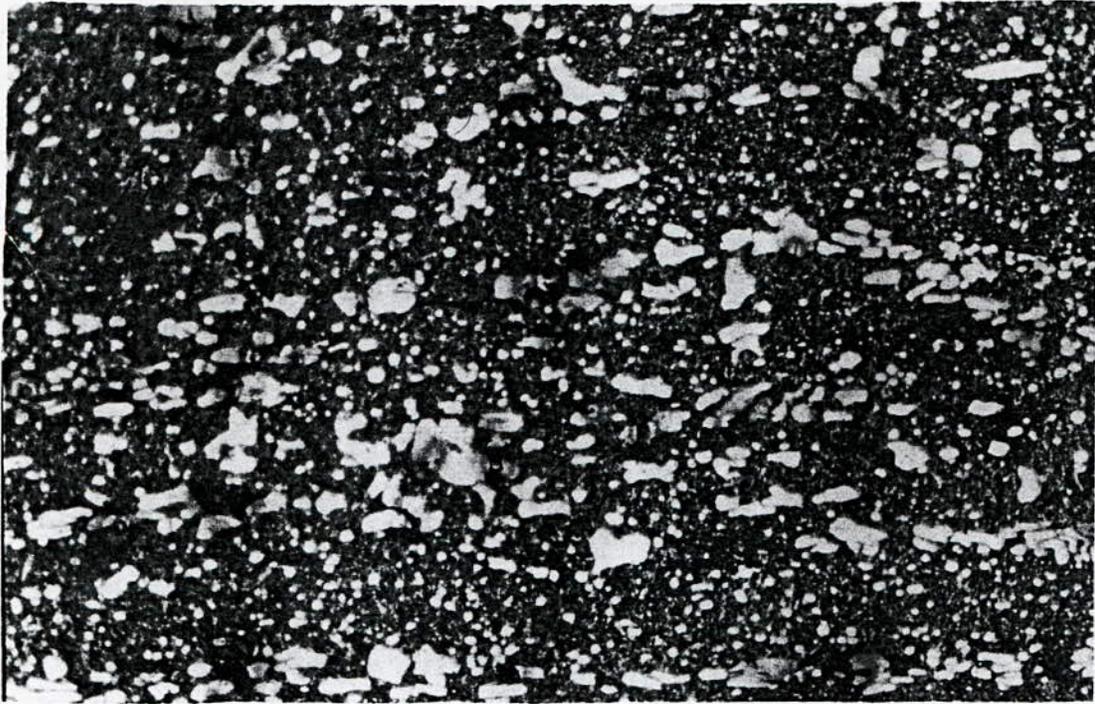


Fig. IV.7 Microstructure de l'échantillon3 de la deuxième série (x500)



Fig. IV.8 Microstructure de l'échantillon2 de la troisième série (x500)

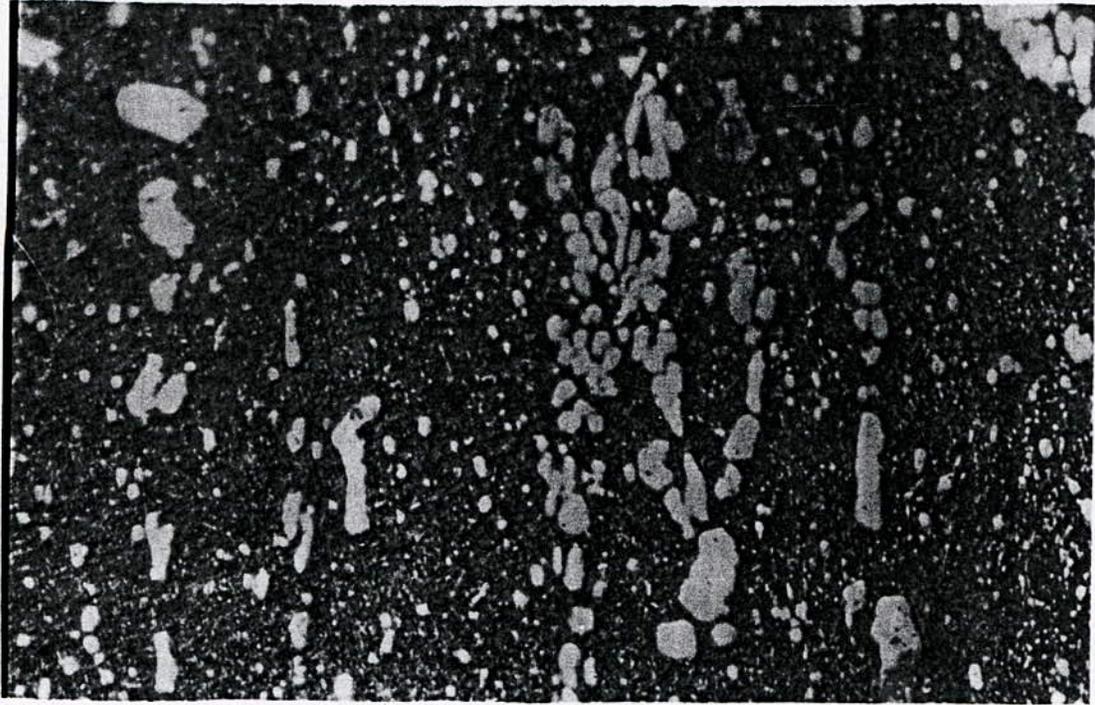


Fig. IV.9 Microstructure de l'échantillon3 de la troisième série (x1000)



Fig. IV.10 Microstructure de l'échantillon5 de la troisième série (x1000)

Bibliographie

- [1] F.KREITH. Transmission de la chaleur et thermodynamique. Ed. Masson, 1967.
- [2] S.S MANSON, Les contraintes d'origines thermiques, Ed. Dunod, 1967.
- [3] D.SPERA. What is thermal fatigue ? thermal fatigue of materials and comporents, ASTM,1976
- [4] D.MIANNAY. Fatigue thermique .Technique des industries de la fonderie, Mars 1975.
- [5] S. MANSON. Thermal stress and low cycle fatigue. Mc GrawHill bock 1966
- [6] OUARARI, Développements récents en fatigue thermique, application aux aciers C.D.V . ENP, oct. 1997
- [7] A. ERKER, F. ROCSH, MAN For Shungschett, n° 14, 1968/69
- [8] M.E DJEGHLAL , contribution à l'étude des comportements en fatigue thermique et en choc thermique d'une fonte à GS en fonction de la setructure de la matiere et des éléments d'alliages, these de magister.USTHB,1984.
- [9] S.S MANSON, Behavior of materials under conditions of thermal stress. NACA TN 1933, July 1963.
- [10] S.I. LIU, J.J. LYNCH, E.J. RIPLING and G.SACHS, low cycle fatigue of alloy 24 ST in direct stress. Trans, AIMME, Vol. 175, 1948.
- [11] ROBERT. ERKER HILL, Physical metalurgy principales, Ed. 1973.
- [12] L.F. COFFIN. Jr, An investigation of thermal stress fatigue as releated to higt temperature piping flexibility, A.S.M.E, 1956
- [13] L.F. COFFIN. Jr, A study of cyclic thermal stresses in a ductil metal, trans. A.S.M.E , vol. 76, 1954
- [14] L.F. COFFIN. The problem of thermal stress fatigue in austenitic steels at elevated temperature. ASTM. STP165, June 1960

- [15] S. Kawamoto, S. MANSON and H.GLENNY. Cyclic strain fatigue studies on AISI type 347 stainless steel ASTM, preprint, 1957.
- [16] F.J. CLAUSS and J.W. FREEMAN, thermal fatigue of ductile materials, parts I and II NACA, Technical Note.
- [17] SS MANSON, Behavior of materials under conditions of thermal stresses. NACA TR 1170, 1953.
- [18] R.W.SMITH and GORDON T. SMITH, Thermal fatigue crack growth characteristics and mechanical strain cycling behavior of A-286, Inconel, and 16-25-6 austenitic steels, NASA, TN D-479, 1960
- [19] J.H WESTBROOK and J.WULFF. The thermal shock resistance of metallized hollow ceramic cylinders. Meteor Report n° 44 M.I.T. 1949.
- [20] J.BARRALIS, and G.MAEDER, Précis de métallurgie, 6^{ime} édition Nathan, mars 1997
- [21] A. CONSTANT, Principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers, 1994.
- [22] A.ROOS, Précis de métallurgie appliquée, 3^{ime} édition, Lavoisier, 1982.
- [23] Techniques de l'ingénieur, Aciers à outils, M330 a, M331, M332.