

Ministère de l'Éducation Nationale

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

Département de Génie Métallurgie

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة — BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

THESE DE MAGISTER

Présentée par: Youcef KHELFAOUI

THEME

**Rôle de la structure sur le comportement en fatigue (Flexion Rotative) de l'acier industriel 100C6 utilisé pour la fabrication de roulements à billes**

*Soutenue publiquement en Janvier 1993 devant le jury composé de:*

MM. S.	RECHAK	Professeur E.N.P.	Président
N.	MESRATI	Chargé de cours E.N.P.	Examineur
S.	SALHI	Chargé de cours E.N.P.	Examineur
A.	KEZZAR	Chargé de cours I.N.G.M.	Examineur
N.	SOUAMI	Attaché de recherche C.D.M.	Examineur
A.	ATI	Chargé de cours	Rapporteur

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de l'Education Nationale

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

Département de Génie Métallurgie

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

THESE DE MAGISTER

Présentée par: *Youcef KHELFAOUI*

*THEME*

***Rôle de la structure sur le comportement en fatigue (Flexion Rotative) de l'acier industriel 100C6 utilisé pour la fabrication de roulements à billes***

*Soutenue publiquement en Janvier 1993 devant le jury composé de:*

MM. S.	RECHAK	Professeur E.N.P.	Président
N.	MESRATI	Chargé de cours E.N.P.	Examineur
S.	SALHI	Chargé de cours E.N.P.	Examineur
A.	KEZZAR	Chargé de cours I.N.G.M.	Examineur
N.	SOUAMI	Attaché de recherche C.D.M.	Examineur
A.	ATI	Chargé de cours	Rapporteur

## REMERCIEMENTS

Existerait-il des mots appropriés pour que je puisse exprimer à Monsieur Abdelaziz ATI, Directeur de l'IGM (USTHB), ma gratitude la plus profonde pour tout le dévouement et l'aide constante qu'il m'a prodigué pendant l'élaboration de ce travail, aussi modeste soit-il.

Ma sympathie ne saurait être indifférente, à Mr. KRISHNADEV, Professeur en métallurgie physique et Mr. EDWARD Ghali, Directeur du département des mines et métallurgie de l'Université LAVAL (Québec) pour leur accueil, l'aide matérielle importante et leur soutien moral pendant le déroulement de mon stage au CANADA.

J'adresse également mes remerciements à Messieurs, Michel Fiset, J.P.Tremblay et Madame M.Larouche pour leur expérience dont j'ai pu en profiter pleinement pour consolider ma connaissance.

Je remercie Mr S. RECHAK professeur à l'ENP pour l'honneur qu'il me fait en acceptant la présidence du jury de cette thèse. Mes remerciements vont également à Messieurs MESRATI, SALHI, SOUAMI et KEZZAR de l'intérêt qu'ils ont manifesté à cette étude en acceptant de faire partie du jury.

Je prie Messieurs KEZZAR, chargé de cours à l'INGM de Boumerdès, SAIDI attaché de recherche au CDM (HCR) et BOUDJLIDA du C.D.S.E. de Ain ouassara de trouver ici ma respectueuse gratitude pour l'accueil et l'aide qu'ils m'ont apporté dans leur laboratoire.

Enfin, que tous ceux qui, de près ou de loin, m'ont aidé à mener à bien l'exécution de ce travail, trouvent à travers ces quelques lignes mes remerciements les plus sincères pour l'aide précieuse qu'ils m'ont attribué.

# SOMMAIRE

CHAPITRE	PAGE
INTRODUCTION .....	1
 <b>I - PARTIE BIBLIOGRAPHIQUE</b>	
1.1 - Les aciers pour roulements 100C6 (SAE 52100) .....	3
1.2 - Traitements thermiques des aciers pour roulements .....	5
1.2.1 - Recuit globulisant .....	6
1.2.2 - Influence de la structure globulisée sur le traitement thermique ultérieur .....	7
1.2.3 - Traitement de durcissement par trempe .....	8
1.3 - La fatigue des aciers .....	10
1.3.1 - Période de germination ou période d'amorçage .....	11
1.3.2 - Période de propagation .....	12
1.3.3 - Rupture brutale .....	12
1.3.4 - Modes de rupture .....	13
1.3.4.1 - Critère macroscopique .....	13
1.3.4.2 - Critère microscopique .....	13
1.4 - Résistance à la fatigue et endurance des aciers pour roulements .....	16
1.4.1 - La fatigue dans les roulements .....	16
1.4.2 - La détérioration des roulements .....	18
1.4.3 - Influence des divers facteurs sur la tenue à la fatigue .....	19
1.4.3.1 - Influence de l'élaboration de l'acier .....	19
1.4.3.2 - Influence du corroyage .....	25
1.4.3.3 - Influence du traitement thermique .....	27
1.5 - Conclusion .....	28

## II- MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

2.1 - Analyse chimique .....	30
2.2 - Traitements thermiques .....	31
2.3 - Métallographie et micrographie .....	36
2.3.1 - Microscopie optique .....	36
2.3.2 - Microscopie électronique à balayage .....	36
2.3.3 - Analyse d'images .....	37
2.4 - Essais mécaniques .....	37
2.4.1 - Essais de dureté .....	37
2.4.2 - Essais de traction .....	37
2.4.3 - Essais de fatigue .....	37
2.5 - Etude des faciès de rupture .....	41

## III - PRESENTATION ET ANALYSE DES RESULTATS

3.1 - Résultats micrographiques .....	42
3.1.1 - Résultats de l'analyse par traitement d'images .....	42
3.1.2 - Présentation des différents états structuraux obtenus .....	45
3.2 - Résultats des essais mécaniques .....	50
3.2.1 - Résultats des essais de dureté .....	50
3.2.2 - Résultats des essais de traction .....	53
3.2.3 - Résultats des essais de fatigue .....	56
3.3 - Faciès de rupture: Résultats et Discussion .....	59
3.4 - Conclusion .....	66

## IV - CONCLUSION GENERALE .....

## BIBLIOGRAPHIE .....

## ANNEXE .....

## I N T R O D U C T I O N

L'importance et la particularité de la classe d'aciers pour roulements de type 100C6 (1% de carbone, 1,5% de chrome) s'explique d'une part par son universalité, le tonnage annuel s'approche de deux millions de tonnes, d'autre part, par les propriétés d'emplois qui lui sont demandées : dureté élevée (supérieure à 60 HRC) et endurance vis-à-vis de la fatigue de contact sous contraintes élevées.

Dans cette perspective l'industrie automobile comme d'autres utilisateurs (l'aéronautique, l'aérospatiale etc...) exige de cet acier des performances de plus en plus élevées en fatigue et en fiabilité.

D'une manière générale pour les aciers hypereutectoides le but visé est la réalisation d'un compromis entre les exigences d'une fabrication déterminée en agissant sur la microstructure. Il est donc nécessaire de connaître dans quel sens il faut agir sur cette dernière pour faire évoluer dans le sens souhaité les caractéristiques de résistance et d'usinabilité.

Cependant le dilemme d'avoir un matériau dont la structure soit optimale pour l'usinabilité ou pour le traitement thermique ultérieur se présente à tous les fabricants utilisant les aciers dont les teneurs en carbone sont voisines ou supérieures à la composition eutectoïde.

Néanmoins, le coût d'un traitement thermique additionnel destiné à modifier les structures globulisées pour faciliter la mise en solution des carbures doit être mis en balance avec les avantages et les améliorations revendiquées pour les propriétés.

C'est dans ce genre d'initiative que nous avons orienté notre sujet avec le souhait de se rapprocher par le biais d'une gamme de traitements thermiques d'une solution nous permettant d'avoir une bonne aptitude du matériau à l'usinabilité et au traitement de durcissement ultérieur qui doit conférer au roulement des caractéristiques mécaniques conformes à sa mise en oeuvre.

Afin d'arriver au résultat espéré, nous nous sommes intéressés à l'étude du rôle de la structure en fatigue (flexion rotative) sur le comportement de l'acier industriel 100C6 utilisé pour la fabrication de roulements à billes.

Pour cela nous commencerons par une étude bibliographique où nous donnons une brève analyse concernant les aciers pour roulements, le recuit globulisant des aciers à haut carbone et son effet sur le traitement thermique ultérieur, les traitements de durcissement par trempé utilisés industriellement ainsi que l'influence des principaux facteurs sur certaines propriétés mécaniques.

Puis une partie expérimentale consacrée :

- Aux matériaux et méthodes expérimentales dont nous donnerons surtout la justification de leur choix et les conditions réelles du déroulement des expériences.

- A la présentation et analyse des résultats expérimentaux.

Enfin nous terminerons avec une conclusion générale.

**CHAPITRE I**  
**PARTIE BIBLIOGRAPHIQUE**

### 1.1 - LES ACIERS POUR ROULEMENT

Les teneurs en carbone supérieures à celle de la composition eutectoïde (environ 0,83 % c) ne se rencontrent pas uniquement dans les aciers rapides.

Un certain nombre d'industries emploient d'autres aciers hypereutectoïdes pour fabriquer une large gamme de produits, impliquant souvent une production en masse.

L'industrie des roulements, par exemple, utilise pour les applications les plus courantes. Une série d'aciers dont les compositions sont basées sur celle de la nuance 100C6, un acier à 1 % de carbone et 1,5 % de chrome [1,2].

Un roulement est constitué de deux bagues comportant un logement dans lequel roulent des billes, rouleaux ou aiguilles, et une cage assurant l'équidistance des corps roulants (voir figure 1.01).

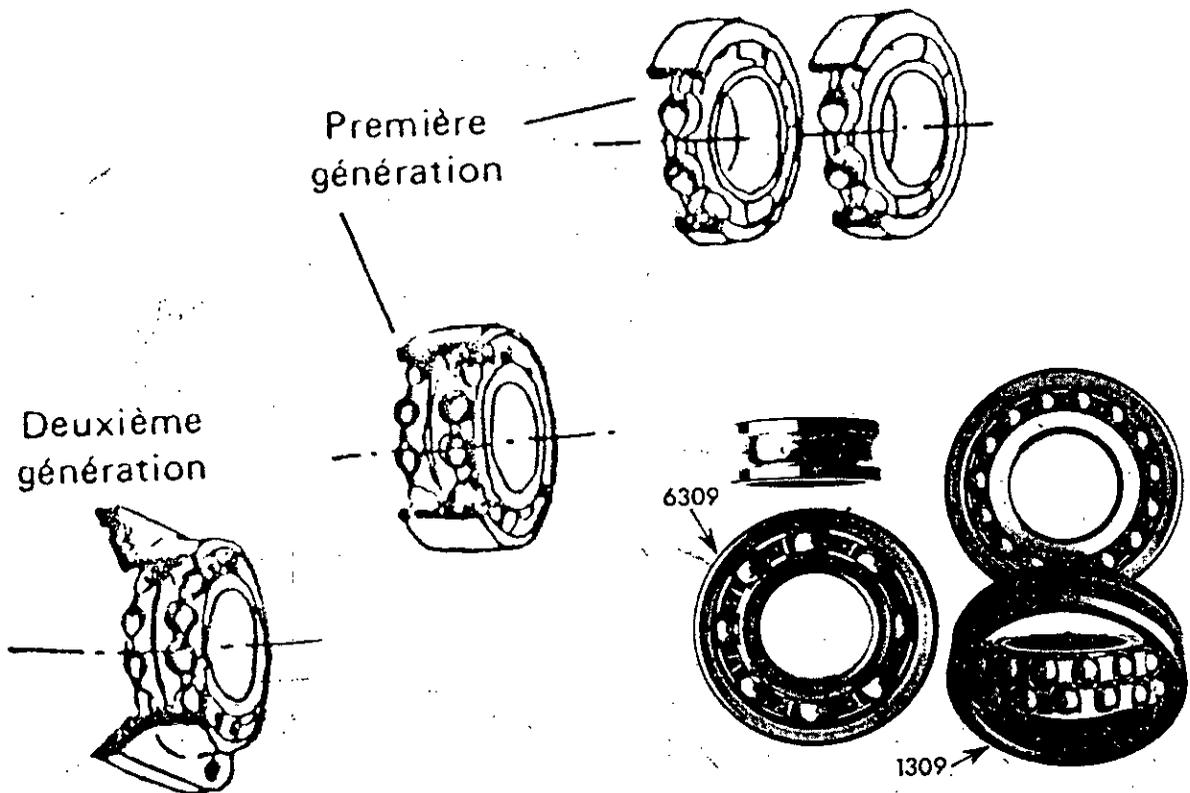


Figure 1.01 : représentant quelques types de roulements industriels [7,15].

Dans la pratique industrielle les aciers pour roulements peuvent être divisés en certaines classes suivant leur destination :

a - Classe d'aciers travaillant dans des conditions normales de service,

b - Classe d'aciers travaillant en température (200 à 250).

c - Classe d'aciers travaillant dans un milieu agressif.

Parmi les roulements de classe (a), 95 % des éléments roulants travaillent dans les conditions suivantes :

- Température maximale 150°C

- La température minimale est - 50°C

- La surface de contact peut être lubrifiée par plusieurs produits comme par exemple l'huile et la graisse

- La contrainte de contact de Hertz doit être de l'ordre de 2 à 3 GPa.

Il est à signaler que les roulements utilisés dans les conditions normales de service sont aussi soumis aux effets de vibrations, aux chocs, aux mauvais alignements, aux débris et à la manutention.

De ce fait, la fabrication du matériau doit fournir une bonne ténacité, une bonne résistance mécanique et une bonne stabilité microstructurale sous les températures du milieu de travail [3].

Le matériau doit également acquérir une bonne dureté pour résister à l'usure et à la fatigue de contact.

Dans la pratique l'acier 100C6 est utilisé après trempé-revenu dont la structure obtenue présente de fins carbures répartis dans la matrice : cette structure assure une dureté élevée et une excellente résistance à la fatigue.

Après recuit, ces aciers doivent avoir une structure homogène de perlite à grains fins avec de petites particules des carbures secondaires.

Dans cet état, la dureté HB est de 187 à 207 ce qui assure une usinabilité suffisante.

Pour une trempe à l'huile depuis 830-860°C suivi d'un revenu à basse température (150 à 200°C), l'acier 100C6 présente une dureté HRC de 60 à 66 [4].

Pour assurer une meilleure relaxation des contraintes internes induites par la trempe, le temps de maintien au revenu est compris entre 3 et 6 h.

Pour des roulements travaillant dans des milieux agressifs (milieu corrosif ou en atmosphère oxydante), on fait appel à un acier inoxydable fortement chargé en chrome, tel Z100CD17 (1% de carbone, 17% de chrome).

Ces deux types d'aciers cités (100C6 et Z100CD17) doivent satisfaire aux paramètres suivants :

- \* Une dureté minimale de 60 HRC
- \* Un faible taux d'austénite résiduelle.

Ce dernier paramètre est très important pour la stabilité dimensionnelle [3].

Cependant, ces paramètres varient selon la nuance de l'acier du fait de la nature chimique des carbures primaires et secondaires.

Il y a lieu de signaler qu'après trempe-revenu, l'acier 100C6 présente une structure contenant des carbures très fins de type  $M_3 C$  alors que pour l'acier Z100CD17, se sont des carbures primaires grossiers de type  $M_7 C_3$  à côté de carbures fins du type  $M_{23} C_6$  [2,4].

Pour les aciers de classe (c) travaillant en température (jusqu'à 250°C), on utilise dans la pratique l'acier 80DV40 dont la structure après trempe-revenu présente des carbures très fins du type MC.

## 1.2 - TRAITEMENTS THERMIQUES DES ACIERS POUR ROULEMENTS

Le problème qui se pose au constructeur pour la réalisation des pièces ou éléments de machines en acier est à la fois technique et économique : une fois définies les caractéristiques mécaniques désirées en fonction de l'emploi envisagé, il doit choisir la nuance d'acier et le traitement thermique qui lui permettront d'obtenir ces caractéristiques au meilleur prix.

Le premier objectif de ces traitements thermiques est l'amélioration de la durée de vie à la fatigue de contact des éléments de roulements en aciers au chrome sans qu'il y ait des déviations coûteuses des pratiques commerciales actuelles [5,6].

### 1.2.1 - Recuit globulisant des aciers pour roulements

Afin d'obtenir une usinabilité optimale dans les aciers à haut carbone difficiles à usiner, ils sont soumis à des traitements thermiques spéciaux destinés à leur conférer une microstructure comprenant des carbures globulaires uniformément répartis dans une matrice ferritique.

Le large emploi des aciers à roulements entraîne un certain nombre de problèmes pour le cas de grosses productions notamment l'usinabilité.

Dans les états "brut de laminage", "forgé", "normalisé" et "recuit" les aciers hypérectoïdes présentent des microstructures composées de perlite lamellaire plus au moins fine, avec souvent un réseau de carbures intergranulaires, alliés au chrome ce qui occasionne des difficultés considérables d'usinage.

La méthode usuelle pour surmonter ces problèmes consiste à traiter thermiquement l'acier brut de formage, normalisé ou recuit afin de briser à la fois la perlite lamellaire et carbures primaires en donnant une structure formée essentiellement de carbures globulaires ou sphéroïdaux uniformément dispersés dans une matrice ferritique [7].

Ce procédé est communément appelé "recuit globulisant". Pour la plus part des procédés d'usinage (l'alésage, le tournage, le fraisage et le perçage), une microstructure de carbures globulaires est considérée comme optimale pour l'usinage des aciers à haut carbone et alliés au chrome pour roulements [1].

Des proportions relativement faibles de perlite lamellaire ou de carbures primaires résiduels peuvent avoir des effets nettement nocifs sur les vitesses d'usinage, le fini de surface, la distorsion et la durée de vie des outils.

Cependant une structure entièrement globulisée n'est pas particulièrement facile à obtenir et exige généralement des cycles de traitements thermiques longs, donc onéreux.

En outre et bien que la globulisation soit préférée pour l'usinabilité, il n'est pas sûr que cette structure soit la meilleure pour le traitement thermique postérieur.

### 1.2.2 - Influence de la structure globulisée sur le traitement thermique ultérieur :

Bien qu'une structure de carbures globulaires dans la ferrite soit préférée du point de vue usinabilité, son intérêt dans les aciers hypereutectoides comme point de départ d'un traitement thermique ultérieur a été l'objet de grandes discussions [8,9].

Monna et col [10] ont montré qu'un excès de carbures n'améliore pas la résistance à la fatigue, mais qu'une augmentation de la résistance à l'usure est obtenue pour une fraction volumique de carbures de 3 à 4%. D'après [11], cette résistance à la fatigue demeure faible du fait qu'après traitement thermique du durcissement, à partir de la structure globulisée, la dissolution des carbures alliés grossiers n'est pas complète à moins d'avoir recours à des périodes prolongées d'austénitisation avant la trempe, compte tenu de leur faible vitesse de dissolution.

Ainsi, la taille et la dispersion des carbures après durcissement reflètent largement la structure présente après le recuit de globulisation. Fitereau [9] a décrit l'effet des structures antérieures allant de la structure lamellaire à la globulisation, sur la vitesse de mise en solution des carbures, la proportion d'austénite résiduelle et la dureté dans les aciers pour roulements au chrome à haut carbone.

Il conclut que du fait de leur plus grande surface spécifique, les carbures lamellaires se dissolvent plus vite que les carbures globulaires quelque soit la température.

Les grosses globules sont beaucoup plus lentes à se dissoudre que les carbures "punctiformes" beaucoup plus petits et dont les vitesses de dissolution sont comprises entre celles des globules grossiers et celles de la perlite lamellaire.

La vitesse rapide et le degré le plus élevé de dissolution des carbures lamellaires a pour conséquence une plus grande saturation en carbone de l'austénite, et par suite une dureté de la martensite plus élevée et une proportion plus importante d'austénite résiduelle après trempe. Ceci augmente le risque de fissuration tant lors de la trempe que durant les opérations ultérieures telles que la rectification, ainsi que la probabilité de distorsions.

Les gros carbures globulaires donnent des degrés de saturation de l'austénite résiduelle plus faibles [1]. Du point de vue économique, il est préférable d'avoir une structure lamellaire favorisant une grande vitesse de dissolution des carbures provoquant ainsi une élévation conséquente de la dureté de la martensite.

Cependant sur le point de vue pratique, cet avantage provoque une augmentation de la proportion de l'austénite résiduelle donc des risques accrues de fissuration et de distorsion.

De ce fait un compromis de structure reste à définir à savoir la recherche d'un traitement préalable.

### 1.2.3 - Traitement de durcissement par trempe :

Les roulements antifriction généralement roulements à billes employés dans l'industrie automobile et qui travaillent dans des conditions normales (température ambiante) sont généralement préparés à partir de l'acier commercial 100C6.

La composition chimique de cet alliage fondu dans un four électrique sous vide est la suivante :

?

C (%)	Cr (%)	Mn (%)	Si (%)	P et S (%)
0,98 - 1,1	1,3 - 1,6	0,25 - 0,45	0,2 - 0,35	0,025

Cet acier hypéeutectoïde est considéré comme étant le plus économique et acquiert une dureté supérieure à 59 HRC après trempe-revenu.

Plusieurs recherches ont été considérées pour déterminer les facteurs principaux qui peuvent améliorer la durée de vie des roulements.

Le matériau aurait une importance considérable si sa résistance à la fatigue de contact pouvait être améliorée de 3 à 4 fois par rapport à celles des aciers traités thermiquement à partir d'une structure globulisée normale.

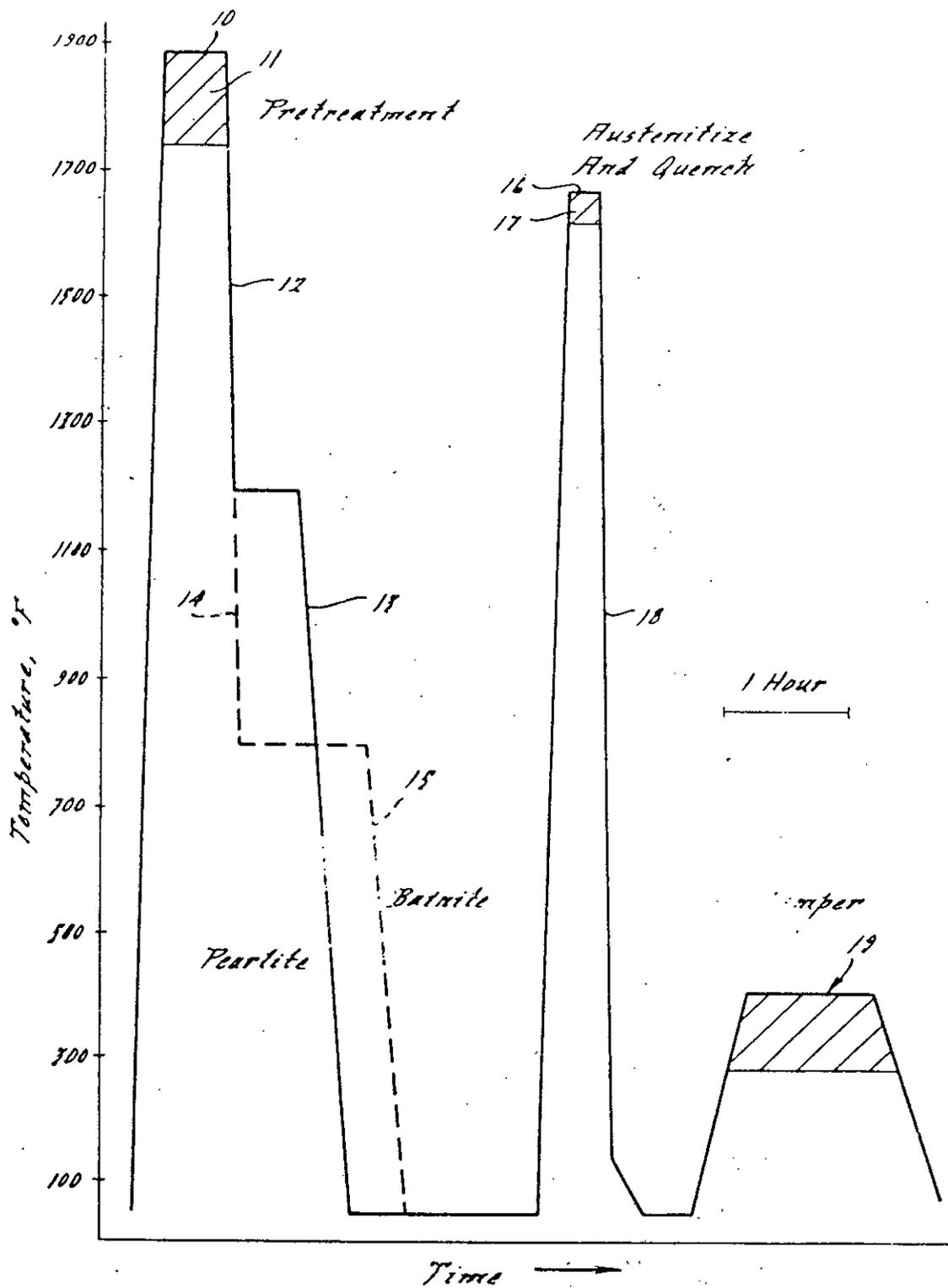


FIGURE 1-02 : Gamme de traitements thermiques pour l'acier à roulement 100C6 [6].

Afin d'atteindre cet objectif et reconnaissant le dilemme auquel se trouvent confrontés en particulier les utilisateurs d'aciers pour roulements, Stickels et col [6], ont effectué un travail considérable visant à établir une structure avant trempe qui doit permettre des vitesses élevées de mise en solution des carbures et de la saturation en carbone tout en évitant les problèmes associés aux carbures lamellaires.

Pour cela ils ont suggéré un traitement d'affinement destiné à modifier les gros carbures globulaires pour leur donner une taille et une distribution en accord avec les conclusions de Monna et col [10].

Le traitement de post-globulisation (Fig 1.02) affinant la structure globulisée en une structure à fins carbures, dans la bainite ou la perlite en fines lamelles, est basé sur un traitement type normalisation à 950 - 1040°C, suivi d'un refroidissement rapide jusqu'à 425-625°C [6,7].

L'utilisation par Stickels et col [6] d'un tel traitement thermique de pré-durcissement pour des aciers de type 100C6 provoque une amélioration notable de la durée de vie à la fatigue de contact de roulements allant jusqu'à 2,5 fois, une valeur significative pour l'industrie.

D'après ces mêmes auteurs le traitement de post-globulisation doit être suivi par une trempe qui consiste à austénitiser le matériau à une température comprise entre 850 et 875°C pendant une période allant de 15 à 30 minutes puis une trempe à l'huile suivie d'un revenu à une température comprise entre 150 et 200°C pendant une heure (Fig 1.02) pour éliminer les contraintes résiduelles qui ont une influence néfaste sur le comportement en fatigue du roulement.

### **1.3 - LA FATIGUE DES ACIERS**

Toute pièce mécanique est soumise durant son fonctionnement normal à un certain nombre de sollicitations variables mais qui se traduisent le plus souvent par des variations cycliques des contraintes qui lui sont appliquées.

Cependant il est souvent constaté, et se depuis fort longtemps, la ruine, parfois catastrophique, d'un certain nombre de structure alors que celles-ci ne sont soumises qu'à des sollicitations dynamiques jugées modestes par rapport aux capacités statistiques des matériaux définis communément par leur résistance à la rupture et leur limite d'élasticité [11].

Cependant tous les matériaux produits industriellement présentent des défauts internes induits lors de l'élaboration (inclusions métalliques et non métalliques, microporosités) qui sont souvent la source d'initiation de microfissures entraînant des ruptures prématurées même à des contraintes de sollicitation inférieures à la limite d'élasticité [12].

D'après A. BRAND et col [11] le phénomène de fatigue du matériau est la cause de ces ruines au caractère particulièrement insidieux puisque se développant lentement dans le temps, sans modifications macroscopiquement apparentes des pièces et structures et dans des zones souvent inaccessibles mais particulièrement sujettes à cet endommagement de part leur conception.

Cet endommagement par fatigue mené jusqu'à son terme, comprend trois périodes d'importances variables suivant les matériaux et les caractéristiques des sollicitations :

- Période de germination ou période d'amorçage,
- Période de propagation,
- Rupture brutale.

### 1.3.1 - période de germination ou période d'amorçage

Pendant cette période les phénomènes mis en jeu sont d'une grande finesse et seule de puissants moyens de laboratoire sont capables de mettre en évidence les signes annonciateurs d'un endommagement qui peut devenir irréversible. Ce dernier peut avoir son importance, car qui dit possibilité d'irréversibilité dit également possibilité de réversibilité [11].

En effet jusqu'à un certain seuil d'endommagement, il est possible par de judicieux traitements mécaniques et/ou thermique, de faire disparaître celui-ci et donc de revenir à un état initial non endommagé.

Contrairement lorsque cette opération reste infructueuse, la pièce a subi un endommagement irréversible pour entrer ensuite en période de propagation à partir des microfissures formées.

### 1.3.2 - Période de propagation

Les études les plus récentes sur la détection des fissures et sur leur vitesses de propagation apportent des données du plus haut intérêt relativement à la tenue en service des pièces.

Le problème de l'évaluation de la capacité résiduelle d'endurance d'une pièce soumise à la fatigue a reçu une réponse partielle mais déjà utilisable à partir des études à caractère statistique de la fatigue.

Cependant, la connaissance complète de ces phénomènes est nécessaire à l'Ingénieur confronté à des problèmes d'endommagement par fatigue de plus en plus nombreux et complexes [13]. Cette période de propagation peut, elle même être scindée en deux phases distinctes :

\* Stade I ou stade de propagation interne des microfissures précitées.

\* Stade II ou stade de propagation d'une des microfissures qui devient alors la fissure de fatigue qui conduira à la ruine, de la pièce.

### 1.3.3 - Rupture brutale

Lorsque la fissure intéresse une section de pièce telle que la section résiduelle est trop faible pour supporter les sollicitations appliquées, il se produit la rupture brutale catastrophique [11].

D'après Roberstson [12] une grande sécurité sera obtenue si l'on se place dans les conditions de fonctionnement telles que, l'amorçage de rupture par les défauts soit évité.

La gravité des ruptures par fatigue provient de leur caractère brutal. En effet, elle ne sont accompagnées d'aucune modification extérieure de forme ou d'aspect comme le sont, les phénomènes d'usure, de corrosion, de fluage, modification qui préviendrait de l'imminence de la rupture.

La fissure de fatigue reste jusqu'au bout très fine, considérée comme microscopique dans un grand nombre de cas, et seul un examen très attentif permet de la déceler [13].

Cependant, cette rupture brutale est précédée d'une période de fissuration progressive plus ou moins longue, pendant laquelle il importe de pouvoir connaître la dimension et la vitesse de propagation de la fissure pour pouvoir retirer à temps la pièce du fonctionnement en service.

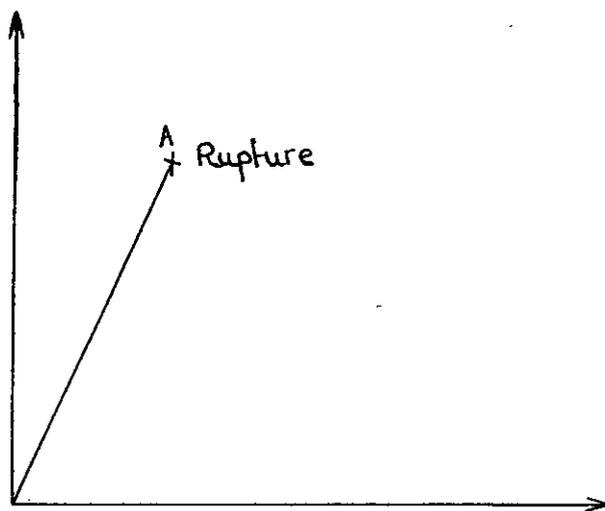
Pour aller plus loin et prévoir le comportement des pièces en fatigue, il est nécessaire de pouvoir évaluer l'état de fatigue de ces pièces et d'en déduire leur capacité de vie résiduelle après avoir subi un certain endommagement.

### 1.3.4 - Modes de ruptures

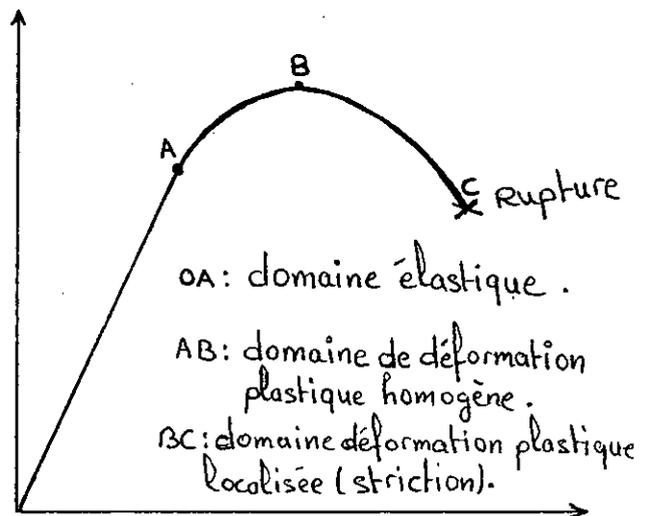
Il existe essentiellement la rupture dite fragile et la rupture ductile qui sont définies selon le critère macroscopique et le critère microscopique.

#### 1.3.4.1 - Critère macroscopique ou mécanique

Il est basé sur l'analyse des courbes contrainte déformation (Fig 1.03) lié à la présence ou non d'une déformation plastique avant rupture de l'éprouvette.



a) rupture fragile (absence de déformation plastique).



b) rupture ductile (présence de déformation plastique).

Figure 1.03 : courbes de déformation  $\delta = f(\epsilon)$  définissant la rupture fragile et la rupture ductile.

#### 1.3.4.2 - Critère microscopique

Ce critère est basé sur l'observation par microscope du facies de rupture (cassure) de l'éprouvette après essai :

##### a) Rupture fragile :

La surface de rupture présente un aspect lisse et brillant et à l'échelle du microscope électronique, la surface présente des motifs de "rivières" (Figure 1.04).



Figure 1.04 : Rupture fragile par clivage [14]

La théorie des dislocations permet d'expliquer ce phénomène de manière très simple.

Lors de la déformation plastique, le mouvement de dislocations selon des systèmes de glissement bien définies va former dans chaque grains des bandes de glissement suite à un empilement de dislocations consécutivement à un blocage de la dislocation de tête par un obstacle (précipité dur, joint de grain) figure 1.05 . Ce qui provoquera une augmentation progressive de la concentration de contraintes en tête de la bande de glissement.

S'il y a  $n$  dislocations dans l'empilement, la scission sur l'obstacle est multipliée par  $n$  [ 14 ].

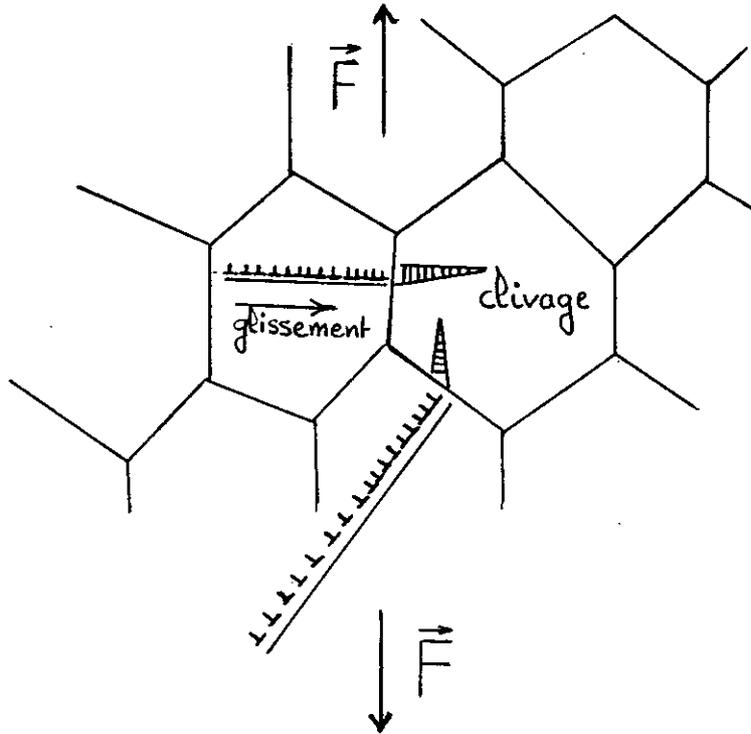


Figure 1.05 : Initiation de microfissures de clivage en tête d'un empilement de dislocations emises par une source S et bloqué par un joint de grain.

La contrainte peut alors dépasser la contrainte théorique de rupture et donner naissance à un clivage. Ainsi de grain, en grain ces clivages se joignent pour donner naissance à une configuration en forme de rivières.

#### b) Rupture ductile :

Le faciès de rupture ductile est constitué de trous ou cupules qui est la conséquence de la rupture de chaque grain par cisaillement pur, suite à une déformation plastique avec striction (Fig 1.06).

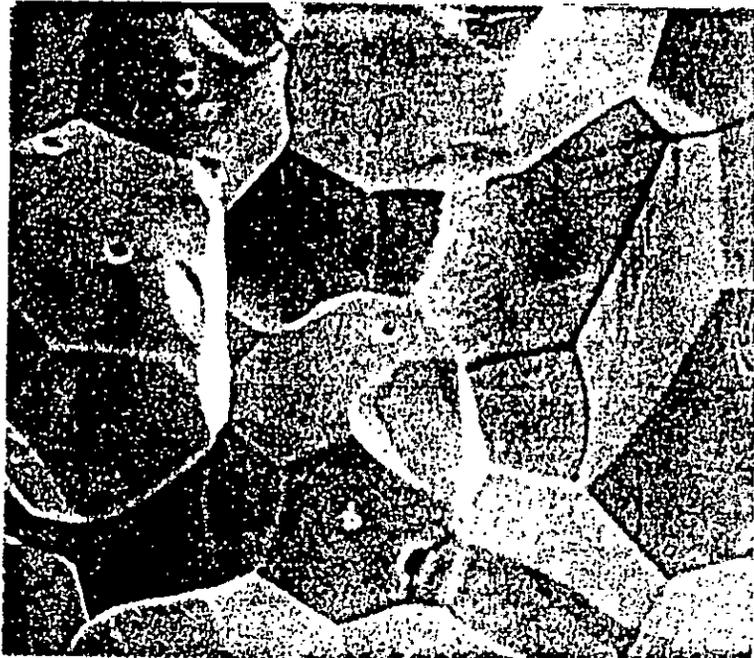


Figure 1.06 : Rupture ductile de l'oxyde d'uranium  $UO_2$

#### 1.4 - RESISTANCE A LA FATIGUE ET ENDURANCE DES ACIERS A ROULEMENT

##### 1.4.1 - La fatigue dans les roulements

Comme toutes pièces mécaniques en mouvement soumises de façon plus ou moins continu à un système de sollicitations extérieur, les roulements à billes ou à rouleaux chargés subissent un phénomène de fatigue susceptible d'en limiter les performances. Il s'agit bien d'un phénomène de fatigue car les éléments en contact (bagues, corps roulant) sont soumis de façon répétée à un spectre de contraintes de compression aléatoires variant entre zéro et une valeur maximale fonction de la charge appliquée au roulement, du nombre et de la géométrie des corps en contact.

Ce phénomène a un caractère particulier. En effet, comme habituellement les fissures de fatigue partent de la surface des pièces, pour le cas du roulement à faible glissement, les contraintes les plus néfastes sont créées sous la surface et engendrent la détérioration des éléments à partir du coeur de la matière.

J. Monnot et col [15] ont expliqué le système complexe de contraintes s'exerçant dans les couches superficielles des contacts en se basant sur la théorie de Hertz. Pour se faire ils ont considéré un centre d'ellipse de contact particulier et le plan XOY contenant les contraintes.

Leurs résultats sont présentées sur la Fig 1.07 qui présente les variations le long d'un rayon OY des contraintes principales contenues dans ce plan en prenant OX comme axe de valeurs :

- La contrainte de compression principale tangentielle :  $\delta_x$ ,

- La contrainte de compression principale radiale :  $\delta_y$  dont la valeur maximale est :

$$P_0 = \frac{3c}{2\pi ab}$$

avec :

c : charge appliquée au corps roulant

a : demi-axe de l'ellipse de contact suivant OX

b : autre demi-axe.

- La contrainte de cisaillement principale  $\tau_{xy}$  qui est orientée à 45° par rapport à OX ou OY égale à :

$$\frac{1}{2} (\delta_x - \delta_y)$$

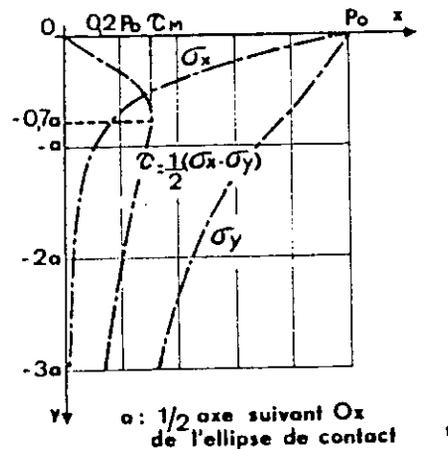


Figure 1.07 : Schéma simplifié des contraintes de Hertz sous la surface des corps en contact [15]

D'après la figure on peut constater que cette contrainte tangentielle passe par un maximum sous la surface de la piste à une distance  $Y_1$  de l'ordre de 0,7a. Selon les travaux de Monna et col [15]  $Y_1$  est voisin de 0,25 mm.

D'après les mêmes auteurs si le métal est capable de résister aux contraintes de compressions très élevées au centre de l'ellipse de contact, il est relativement beaucoup plus sensible à leur conjugaison avec les contraintes de cisaillement qui deviennent des contraintes dangereuses susceptibles de créer des micro-fissures de fatigue en des points où la résistance du métal est affaiblie.

On conçoit assez bien dans ces conditions, que la qualité de la matière au sein de laquelle s'exercent ces contraintes ait une importance primordiale pour la durée de vie des roulements.

#### 1.4.2 - La détérioration des roulements

Dans le phénomène de roulement pur sous charge, les effets des contraintes de cisaillement considérées comme dangereuses dans les zones superficielles des corps en contact se présentent sous deux aspects que J.Monnot et col [15] ont plus particulièrement étudiés sur l'acier 100C6 :

- En l'absence de tout défaut visible de la matrice métallique et pour des durées de fonctionnement importantes, ils constatent l'apparition d'une certaine modification de la structure martensitique, qu'ils appellent "taches blanches" (Fig 1.08).

- Sur certains défauts de la matière, en particulier certaines inclusions non métalliques, et pour des durées de vie variables, ils ont mis en évidence le développement de configuration morphologiques qu'ils appellent "papillons" (Fig 1.09).



Fig1.08 : Aspect et orientation des "taches blanches" [15] x 750

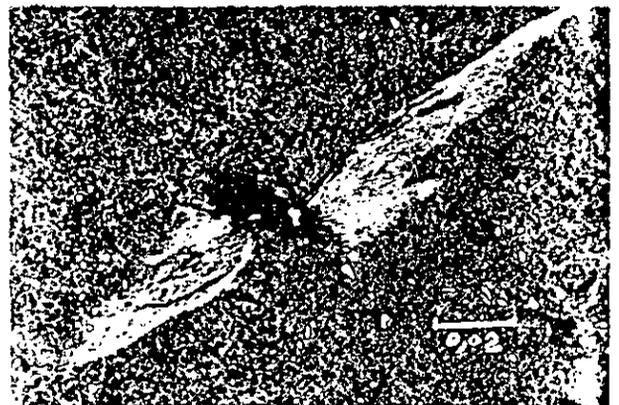


Fig1.09 : "papillon" et microfissure sur inclusion d'oxyde [15] x 750

### 1.4.3 - Influence de divers facteurs métallurgiques sur la tenue à la fatigue

Une bonne résistance à la fatigue d'un acier est tributaire de la qualité finale de sa structure qui dépend elle même de trois paramètres à savoir, l'élaboration, la mise en forme (corroyage) et le traitement thermique final.

#### 1.4.3.1 - Influence de l'élaboration de l'acier

Le type d'élaboration utilisé pour la fabrication de l'acier influence la tenue en fatigue du matériau dans la mesure où il agit sur sa propreté inclusionnaire [11].

Ainsi, on ne trouve de différence notable de la tenue à la fatigue, d'une part, entre les élaborations Martin et à l'oxygène [16], d'autre part, entre celles réalisées au convertisseur et par procédés électriques [17].

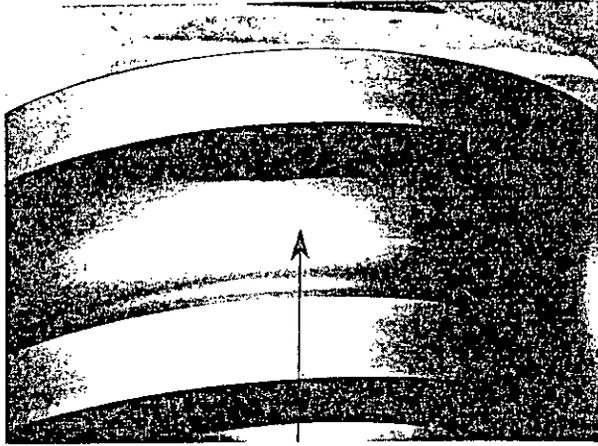
Par contre, les méthodes sidérurgiques plus fines permettant l'obtention de faibles taux d'inclusions, telles refusion sous vide ou sous laitier conduisant à de plus hautes caractéristiques [11]. Inversement, les additions réalisées en vue de favoriser la formation d'inclusions destinées à améliorer l'usinabilité sont défavorables. Toutefois, dans le domaine habituellement utilisé pour les aciers de construction ( $S < 0,40\%$ ,  $pb < 0,20\%$ ) cette influence reste modeste.

La composition de base du 100C6 universellement adoptée est restée la même depuis des décennies. Ce type d'acier constitue donc un excellent étalon de mesure pour évaluer les progrès accomplis dans les élaborations.

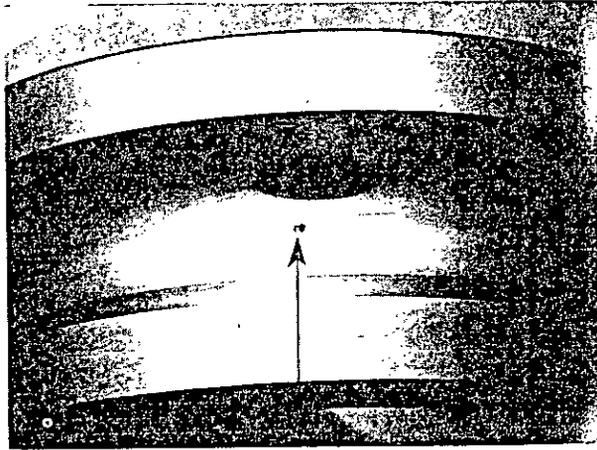
Pour les roulements le phénomène de fatigue particulier de compression et cisaillement alternée se produit dans un matériaux ayant une charge de rupture supérieure à 3500 MPa [18].

Les inclusions non métalliques auront donc les effets extrêmes correspondant à ces caractéristiques extrêmes. Plus les caractéristiques mécaniques sont élevées, plus les inclusions influent sur la limite à la fatigue.

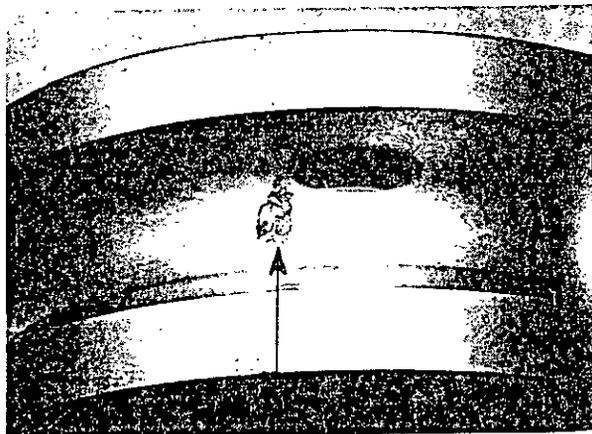
La figure 1.11, montre l'évolution des propriétés de fatigue en fonction du rayon de la cavité sphérique à l'origine de ruptures de fatigue et les caractéristiques mécaniques du matériaux [18].



12 millions de révolutions



+ 43 000 cycles.



+ 235 cycles.

FIGURE-1-10: Evolution d'un écaillage [14].

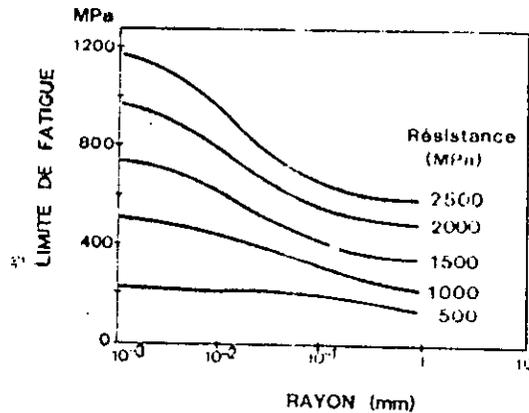


Figure 1.11 : Relation entre fatigue, taille des discontinuités et résistance de l'acier, d'après NORDBERG [18].

Malgré de nombreuses études [19,20] effectuées sur le sujet, l'évaluation de l'aptitude d'un acier à faire un roulement performant n'est pas facile ; c'est la raison pour laquelle J.Monnot et col ont voulu associer aux examens métallurgiques [18] classiques différents types d'essais de fatigue.

- L'essai d'endurance sur roulements complets dans des conditions voisines des conditions d'utilisation et le meilleur essai ; malheureusement sa mise en oeuvre, sa durée et son coût en limitent l'utilisation,

- Cet essai pouvait être remplacé par un essai de butée qui conserve le principe de la fatigue de contact, par roulement de billes sur un plan, mais les coûts et les durées d'essai reste encore élevées;

- Monnot et col ont opté pour l'essai le plus utilisé en l'occurrence la flexion rotative sur éprouvettes de type Moore et de mise en oeuvre plus rapide.

En 1970, une première série de résultats a été publiée par ces mêmes auteurs [15] dont les principales conclusions sont :

- L'effet bénéfique des sulfures de manganèse d'une part,
- L'effet nocif du calcium lorsqu'il intervient dans la formation des aluminates de chaux d'autre part.

Ce sont des résultats qui avaient été à l'origine des premiers progrès importants dans l'élaboration de l'acier à roulement [18].

C'est aussi à la suite de ces résultats que les propriétés de fatigue sont devenues pour nous le critère principal du suivi de la qualité de l'acier.

Les essais de fatigue ont en effet été choisis comme méthode de contrôle de l'évolution des élaborations en même temps qu'étaient poursuivis :

- Les objectifs économiques,
- Les objectifs classiques de propreté.

Dans leur étude Monnot et col [18] ont largement développés les examens sur éprouvettes ceci, notamment grâce au fait que ces essais permettent l'observation directe sur fracture des inclusions à l'origine des ruptures. La taille, la morphologie, la nature des inclusions peuvent être caractérisés au microscope électronique.

### a - Influence de la taille des inclusions

Compte tenu des considérations de Nordberg [21], la taille des inclusions est le premier facteur à examiner. La figure 1.12 montre pour un groupe d'élaboration et par coulée, l'influence de la taille moyenne des inclusions d'oxydes à l'origine des ruptures sur la tenue à la fatigue [18].

La partie inférieure du graphique correspond aux grosses inclusions d'Aluminates de chaux observées dans le passé. Progressivement, l'amélioration des procédés a conduit à éliminer ces grosses inclusions, et les élaborations actuelles se situent en haut et à gauche du diagramme.

D'autres résultats des mêmes auteurs ont permis de quantifier la relation existant entre la taille d'une inclusion d'oxyde et la probabilité de rupture sur cette inclusion pour un nombre de cycles donné (Fig 1.13).

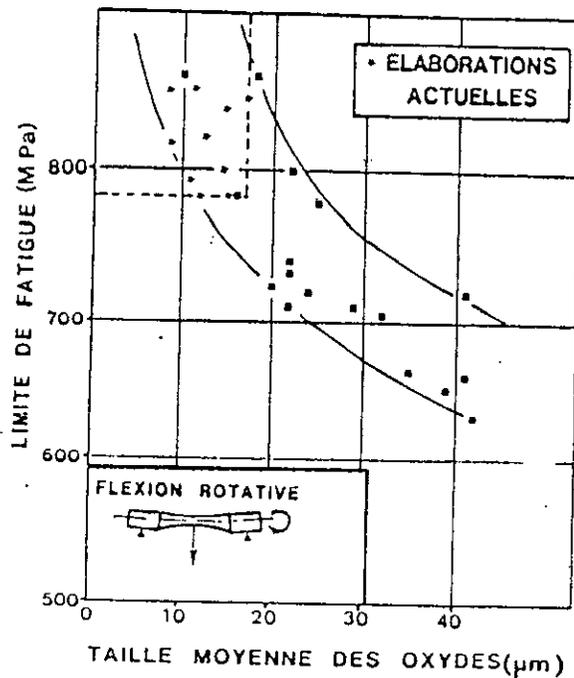


Fig 1.12 : Relation entre fatigue et taille moyenne des oxydes à l'origine des ruptures [18]

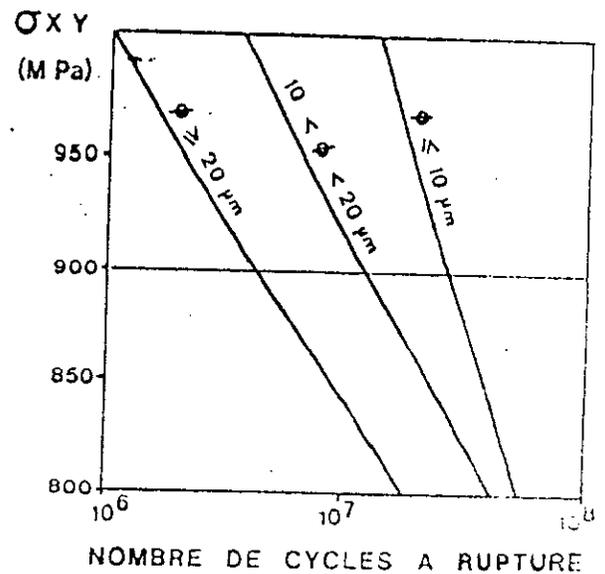


Fig 1.13 : Relation entre durée de vie et contrainte en fonction de la taille des oxydes à l'origine des ruptures [18].

--- Nous remarquons que pour un niveau de contrainte donné, la durée de vie est presque divisée par dix lorsqu'on passe d'une taille des inclusions de 10  $\mu\text{m}$  de diamètre à une taille de 20  $\mu\text{m}$ .

Cette influence ne s'apprécie valablement qu'aux plus hauts niveaux de contraintes car, au plus faibles niveaux, une partie des éprouvettes est non rompue en fin d'essai d'après Monnot et col [18].

Cette influence de taille des inclusions sur les propriétés de fatigue paraît relativement générale [2].

### b - Influence de la nature des inclusions

A taille égale, les nitrures de titane sont beaucoup plus nocives que les oxydes [2,15,18], comme le montre la figure 1.14 où nous retrouverons, dans le même repère que précédemment, l'influence des petites nitrures par rapport à celles des petits oxydes.

Cette nocivité peut être attribuée au phénomène de concentration de contraintes lié à la forme anguleuse de ces inclusions.

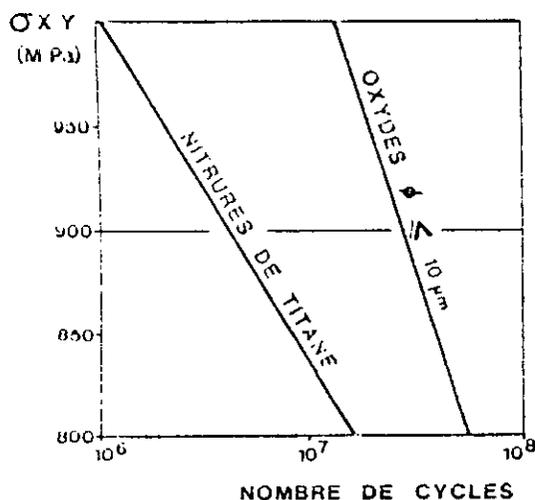


Figure 1.14 : Comportement des nitrures de titane par rapport aux petits oxydes [18].

Toutes les constatations précédentes nous permettent d'affirmer que la qualité d'un acier à roulements ne dépend pas du type de garnissage utilisé ni de la qualité d'inclusions présentés dans le métal. Elle dépend essentiellement de la nature des inclusion. Ces dernières sont plus nocives lorsqu'elles sont riches en aluminates de chaux [15].

#### 1.4.3.2 - Influence du corroyage

En général, en endurance sur roulement comme en fatigue sur éprouvettes, et toutes choses égales par ailleurs, le corroyage améliore les propriétés de l'acier à roulements.

la figure 1.15 montre à la fois l'influence de la ségrégation radiale, c'est à dire à l'axe du lingot, et l'influence du taux de corroyage à partir du lingot [18].

Les éléments de roulements ont des taux de corroyage généralement supérieurs à 30 et le plus souvent situés entre 100 et 2000.

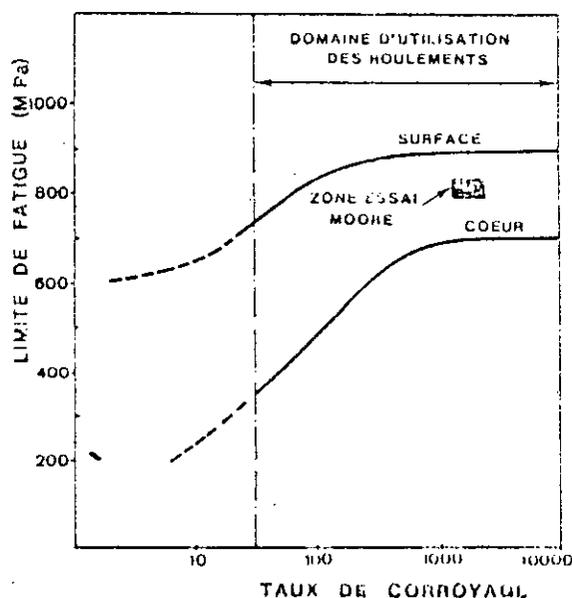


Figure 1.15 : Relation entre fatigue, taux de corroyage et ségrégation radiale [18]

On peut penser que cela résulte du fait que le corroyage diminue la nocivité des différents défauts de la matrice [15].

- Soudage des microporosités,
- Diminution de certaines décohésions inclusions-matrice,
- Concassage d'autres inclusions.

Il est alors naturel de constater que les différents modes de corroyage peuvent ne pas être équivalents et que les différents types d'inclusions ne réagissent pas de la même façon vis à vis d'un mode de corroyage.

Les résultats présentés sur la figure 1.16 mettent en évidence à la fois l'influence du corroyage et celle de l'orientation du fibrage sur les propriétés de fatigue d'éprouvettes Moore prélevées dans une même coulée [15].

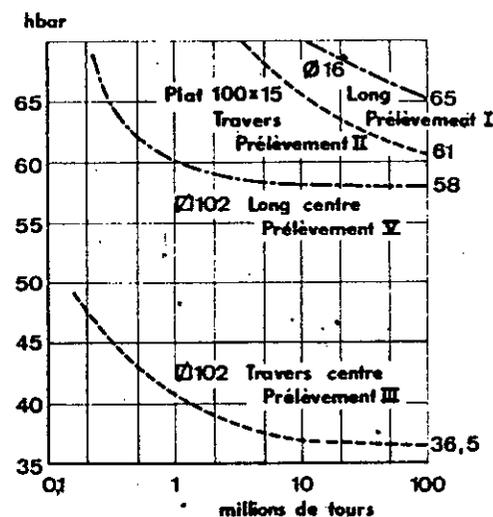


Figure 1.16 : Essais de fatigue de l'acier 100C6 : influence du corroyage pour le métal arc basique [15]

### 1.4.3.3 - Influence du traitement thermique

Le traitement a pour but, (outre son utilisation en vue de favoriser la mise en forme de la pièce, où il représente une étape de la gamme de fabrication) la réalisation de la structure finale permettant d'obtenir les caractéristiques d'utilisation demandées par le mécanicien.

Pour les basses valeurs de résistance à la fatigue, on pourra utiliser des aciers à l'état recuit, c'est à dire de structure ferritique ou ferrito-perlitique.

Par contre, au dessus d'une valeur que l'on peut situer approximativement à 350 MPa en flexion rotative, un traitement de durcissement devient nécessaire.

On pourra alors réaliser des trempes de masse ou encore des traitements thermiques superficiels [11].

Pour l'acier utilisé à l'état trempé revenu, la tenue en fatigue mesurée sur éprouvettes lisses est sensiblement proportionnelle à la résistance à la rupture, ceci jusqu'à des valeurs de 1200 à 1300 MPa environ.

On note également une augmentation rapide de la sensibilité à l'entaille pour des structures martensitiques revenues de résistance à la traction à 1000 MPa.

Parmi les anomalies qui peuvent être constatées en cours de fabrication, on retrouve les effets dus à l'atmosphère de traitement qui peuvent conduire à des décarburations superficielles dont l'effet est néfaste sur la tenue à la fatigue [11].

On doit tenir compte également de la structure de l'acier après trempe. La présence de constituants autres que la martensite revenue (perlite par exemple provenant d'une trempe incomplète ou l'austénite résiduelle) peut abaisser le rapport d'endurance dans des proportions importantes. Certains auteurs admettent que l'austénite résiduelle peut être favorable à la tenue en fatigue pour de faibles teneurs entre 5% à 10% [22].

Il conviendrait, par conséquent, de tenir compte de cet aspect dès la conception de la pièce en choisissant une trempabilité de l'acier telle que l'on puisse obtenir une structure exempte de constituants intermédiaire de décomposition de l'austénite (perlite, bainite...) sur des profondeurs qui varient avec le type de sollicitations appliquées [11].

Les contraintes introduites par l'opération de traitement thermique jouent également un rôle important, en particulier sur les structures martensitiques non revenues à basses températures.

## 1.5 - CONCLUSION

- L'ensemble des résultats relevés a mis en évidence l'influence de trois facteurs essentiels : l'élaboration, le corroyage et le traitement thermique,

- Le facteur élaboration est directement lié à l'influence des inclusions non métalliques : la taille, la nature et la distribution de ces inclusions ont une influence sur les propriétés,

- Le corroyage améliore les propriétés de l'acier pour roulements, J.Monnot et col [15], pensent que cette amélioration résulte du fait que le corroyage diminue la nocivité des différents défauts de la matrice par :

- \* Soudage des micro-porosités,
- \* Diminution de certaines décohésions inclusion-matrice,
- \* Concassage d'autres inclusions.

- Les aciers à haut carbone, dans un large éventail de compositions, doivent normalement posséder une microstructure de carbures globulaire dans la ferrite afin d'avoir une bonne usinabilité.

Il est à signaler que les structures contenant de gros carbures globulaires, que donnent normalement les procédés de production ne sont pas forcément optimales pour le traitement thermique ultérieur.

- Un certain nombre de traitements post-globulisation basé sur la normalisation, à été proposé en vue de modifier les structures globulisées classiques avant le traitement thermique final, avec des annonces d'améliorations considérables des propriétés après le traitement thermique et qui sont dues à la modification proposée.

- L'étude de l'amorçage des fissures de fatigue en flexion rotative, sur des matériaux classiques de l'industrie de roulements à billes, met en évidence une compétition entre les inclusions non métalliques et les carbures non dissous pendant l'austénitisation.

- La diminution de la taille des inclusions et l'élimination de celles riches en calcium améliore nettement les caractéristiques d'endurance, mais d'après l'étude de L.Vincent et col [2] cette augmentation se trouve limitée par la nocivité des carbures résiduels qui amorcent les premières ruptures.

Ce rôle actif des carbures en fatigue se manifeste surtout sur les nuances inoxydables riches en chrome et en carbone.

Il est à signaler que la majorité des recherches déjà effectuées ont montrée une bonne corrélation des résultats des essais d'endurance avec ceux des essais de fatigue en flexion rotative sur éprouvettes Moore.

CHAPITRE II

MATERIAUX ET TECHNIQUES  
EXPERIMENTALES

## 2 - MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Il est bien connu que l'acier pour roulements présenté après le traitement thermique final (trempe - revenu), des propriétés mécaniques exceptionnelles. Ces dernières doivent assurer une bonne stabilité microstructurale sous les températures du milieu de travail.

Cependant pour notre étude, nous avons choisi un acier de type 100c6 dont la composition chimique est représentée dans le tableau 2.01.

Notre choix est basé sur cette nuance pour étudier le comportement du matériau en fatigue (flexion rotative) en relation avec la structure après divers traitements thermiques.

Dans cette perspective pour atteindre le but cherché nous avons procédé par des traitements thermiques, par des mesures de dureté (HRC), par des essais de fatigue, traction et micrographies.

### 2.1 - Analyse Chimique

La composition chimique a été analysé par voie spectrale à mainte endroits sur différents échantillons prélevés de barreaux cylindriques de 20 mm de diamètre.

L'analyse a montrée que l'acier 100c6 livré à l'état globulisé possède la composition chimique suivante.

Tableau 2.01 : Composition chimique (atome %) de l'acier 100C6

C	Mn	Si	P	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Ti
(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
0.926	0.407	0.369	0.011	0.088	1.550	0.013	0.108	0.054	0.003

## 2.2 - Traitement thermiques et profil thermique du four

Les différents traitements thermiques sont effectués au laboratoire de métallurgie de l'école nationale polytechnique au moyen d'un four à chambre HERAEUS type KS120, muni d'un régulateur relié à un thermocouple en platine rhodiée à 10% pour régler la température.

Parmi les caractéristiques techniques d'utilisation, on cite :

- La température maximale qui est de 1500°C
- Le temps de montée de la température qui est de 2/3h.

### 2.2.1 - Détermination du profil thermique du four

Dans le but de localiser, de façon précise la zone homogène en température du four, nous avons procédé à des mesures de profils thermiques pour différentes températures. Pour cela nous avons utilisé un thermocouple du type Ni-Cr/Ni-Al coaxial avec une gaine protectrice en acier inoxydable et permettant des mesures de températures jusqu'à 1200°C.

En vue de déceler une éventuelle influence de la température sur la longueur moyenne de la zone homogène du four, nous avons choisi cinq températures (600°C, 700°C, 850°C, 900°C et 950°C) représentant les domaines de températures utilisés dans notre étude.

La zone homogène pour chaque température choisi est obtenu de la manière suivante :

- Positionner l'extrémité du thermocouple au milieu du four (position M).
- Attendre la stabilité de la température, puis relever cette température relative à la position de l'extrémité du thermocouple dans le four.
- Effectuer une série de déplacement de 20mm à gauche du point M jusqu'à atteindre 30mm. Pour chaque position on devait attendre la stabilité de la température avant de la noter.
- Retour à la position M. Attendre la stabilité de la température.
- Effectuer des déplacements de 20 en 20mm, mais vers la droite du point M.

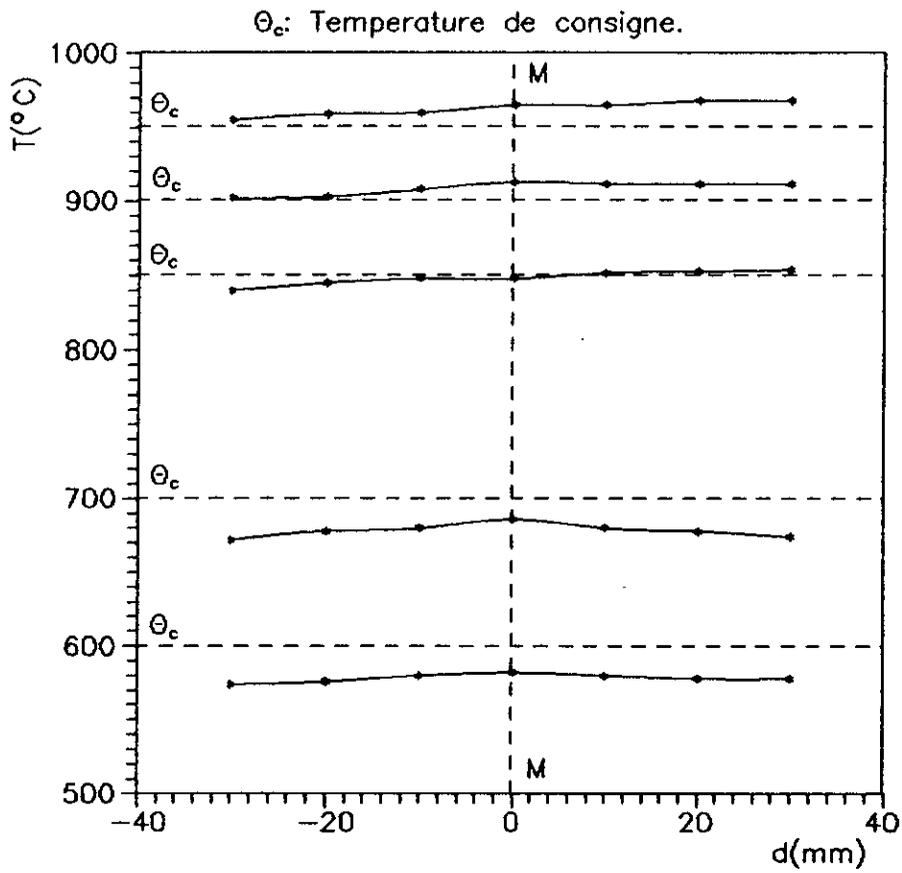


Figure 2-01: Profil thermique du four.

La figure (2.01) présente les différents profils thermiques du four obtenus aux températures de 600, 700, 850, 900 et 950°C. Les résultats montrent que la longueur moyenne de la zone homogène est de 60mm si on admet un écart de 10°C en température.

Nous remarquons que pour les température de consigne de 850, 900 et 950°C la zone homogène est décalée à gauche du point M. On doit noter également l'écart entre la température programmée et celle mesurée (18°C, 14°C, 2°C, 13°C et 15°C pour les températures de consigne respectives de 600, 700, 850, 900 et 950°C).

### 2.2.2 - Gamme de traitements thermiques utilisée

Afin de tirer un profit optimal des propriétés mécaniques, nous avons jugé utile de diviser les éprouvettes en deux séries A et B et leur faire subir des cycles de traitements thermiques (figure 2.02).

Les conditions de traitements sont données dans le tableau (2.02) :

**Tableau 2.02 : Conditions des traitements thermiques utilisés**

Type de traitement Thermique	Conditions de Traitement Thermique	
	Série A	Série B
Traitement de post-globulisation		<ul style="list-style-type: none"> <li>- Austénitisation à 950°C</li> <li>- Temps de maintien 30mm</li> <li>- Refroidissement rapide jusqu'à 625°C, maintien pendant 1/2 h.</li> <li>- Refroidissement à l'air libre</li> </ul>
Traitement de durcissement par trempe à l'huile	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Austénitisation à 880°C</li> <li>- Maintien 30mm</li> <li>- Refroidissement à l'huile</li> </ul>	
Revenu à basse température	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Température de revenue : 200°C</li> <li>- Temps de maintien : 1h</li> <li>- Refroidissement à l'air libre</li> </ul>	

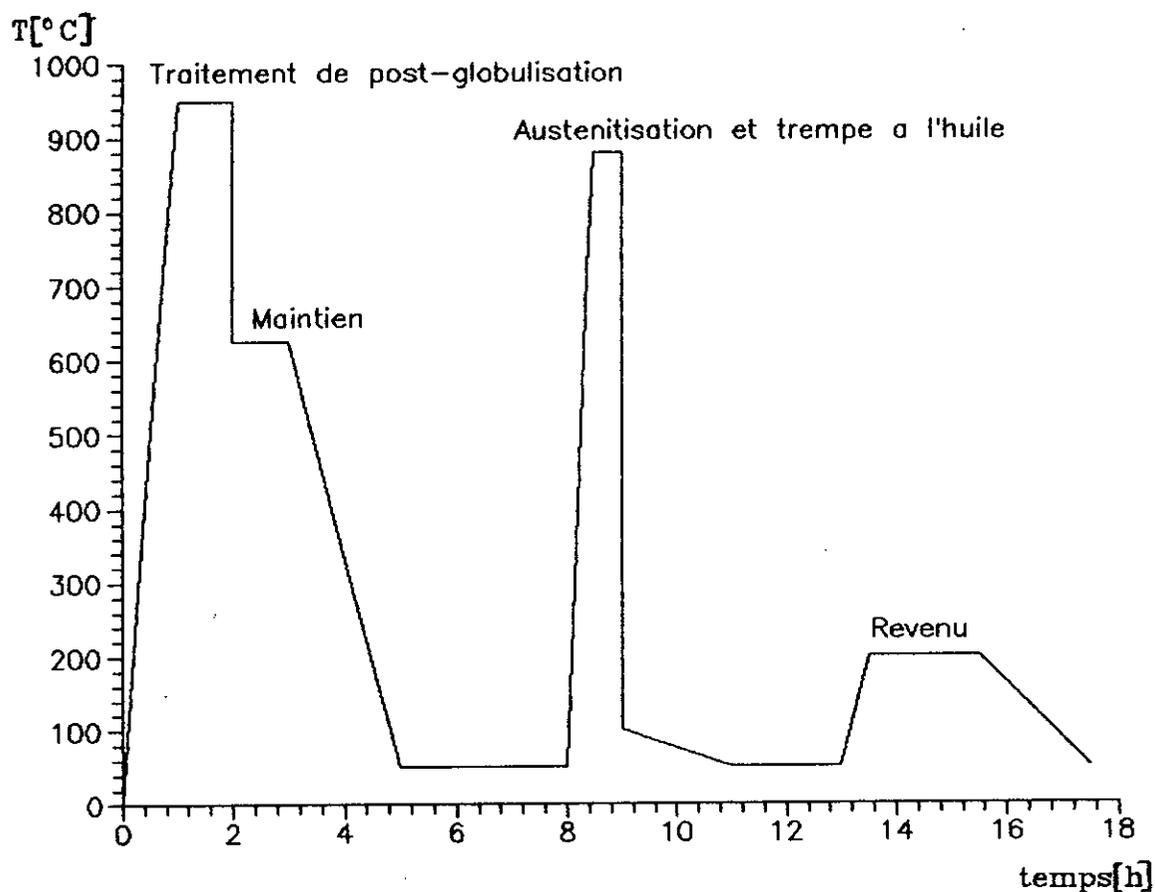


Figure 2-02: Gamme de traitements thermiques de l'acier pour roulement type 100C6 (SAE52100)

## 2.3 - Métallographie et micrographie

Les échantillons ont été relevés sur des barreaux cylindriques livrés à l'état globulisé.

Le prélèvement a été effectué au moyen d'une tronçonneuse muni d'un système de lubrification adéquat, nécessaire pour éviter tout échauffement possible.

Les échantillons ont subi successivement un polissage mécanique en présence d'eau avec des papiers abrasifs de plus en plus fins allant de 120 jusqu'à 1000. La finition de l'état de surface a été effectuée sur feutre à l'aide de la pâte diamantée. L'attaque chimique a été faite dans un bain de nital constitué de 4 ml de HNO<sub>3</sub> et 96ml d'alcool éthylique pendant un temps de dix secondes.

### 2.3.1 - Microscopie optique

L'observation des structures micrographiques des échantillons a été faite à l'aide d'un microscope optique de type "REICHERT" muni d'un ensemble de dispositif de photographie.

Les microstructures de notre acier ont été examinées sous des grossissement importants allant de 400 à 800x.

### 2.3.2 - Microscopie électronique à balayage (MEB)

Les observations de détails plus fins de microstructures (phases, espaces inter-lamellaires, distribution, taille et forme des carbures), ainsi que les prises de photographies sont réalisées au laboratoire du département de mines et métallurgie à l'université Laval (CANADA).

Le microscope électronique à balayage utilisé est du type JEOL, JSM-840 qui a une résolution de 3.0 nm et qui permet des observations très stables à basse tension ce qui est souvent requis pour la caractérisation des matériaux isolants. Le microscope est muni d'un spectromètre à rayons-x à sélection d'énergie (EDS), permettant le contrôle du faisceau d'électrons et la caractérisation assistée par ordinateur de la composition chimique et de la mesure des dimensions de détails aussi petits que 0,2µm.

### 2.3.3 - Analyse d'image

L'analyse est effectuée à l'aide d'un analyseur de type ZEISS IBAS doté d'un système d'imagerie d'avant-garde est pourvu d'un processeur compatible avec un micro-ordinateur, ce qui permet d'obtenir très rapidement des images de transformations morphologiques binaires pour différentes intensités de gris. Cet analyseur est relié au microscope électronique à balayage JSM840.

## 2.4 - Essais mécaniques

### 2.4.1- Essais de dureté

Par essais de dureté, nous avons suivi l'évolution structurale après divers traitements thermiques choisis.

Les essais de dureté sont réalisés sur un duromètre de type (LO RT 240) au laboratoire du département de métallurgie de l'ENP.

Cet appareil permet la réalisation des deux types d'essais classiques :

- Essais Brinell (conversion automatique en vickers)
- Essai Rockwell (conversion automatique en vickers)

### 2.4.2 - Essais de traction

Les essais de traction sont réalisés au laboratoire des études mécaniques (C.D.S.E) de AIN-OUSSARA sur une machine mécanique INSTRON 1185 qui permet d'effectuer des essais de traction compression à froid et à chaud et des essais de flexion, elle se compose d'un bâti de charge et d'une console indépendante à commande complémentaire et un enregistreur. La traction est obtenu en faisant descendre la traverse inférieure (Figure : 2.03).

Le type d'éprouvette utilisé pour réaliser les essais est représenté à la figure (2-04).

### 2.4.3 - Essais de fatigue en flexion rotative

Ces essais sont effectués au laboratoire de l'INGM de boumerdes sur une machine de flexion rotative PUNZ représentée en figure : (2-05). De tels essais ont l'intérêt d'être beaucoup plus rapides et moins coûteux que ceux d'endurance sur roulements complets.

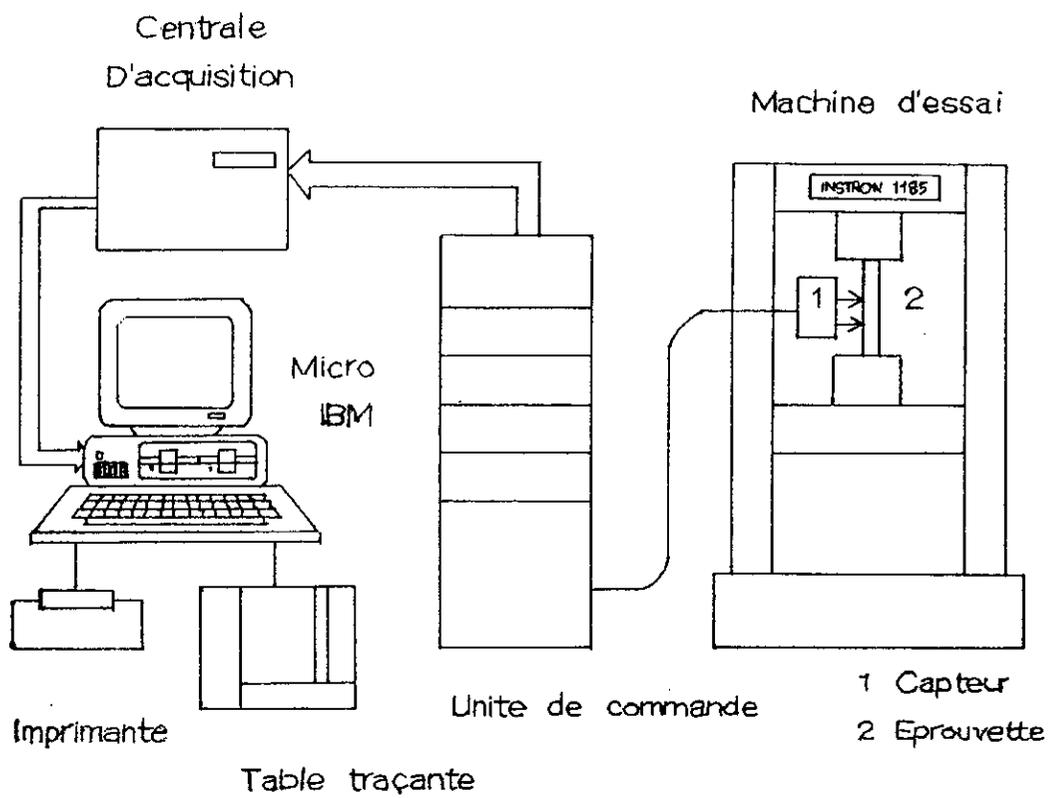


Figure-2-03: Installation d'essai.

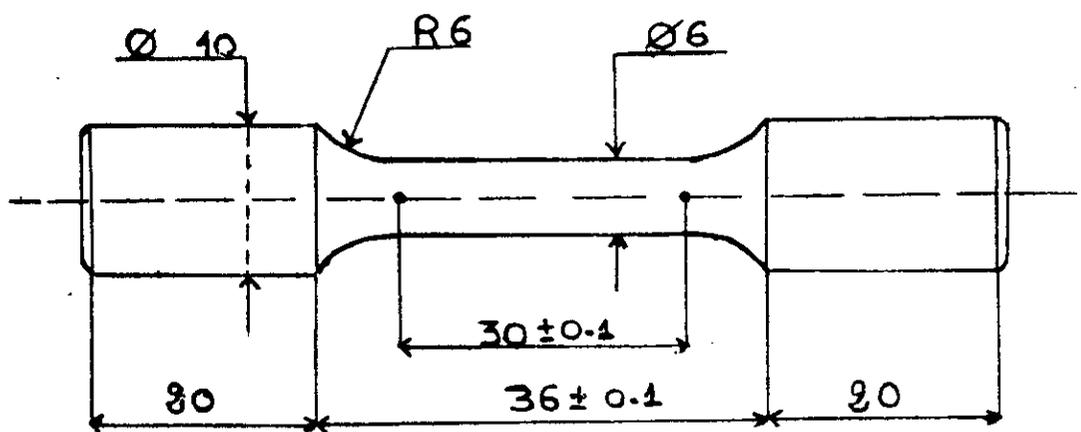
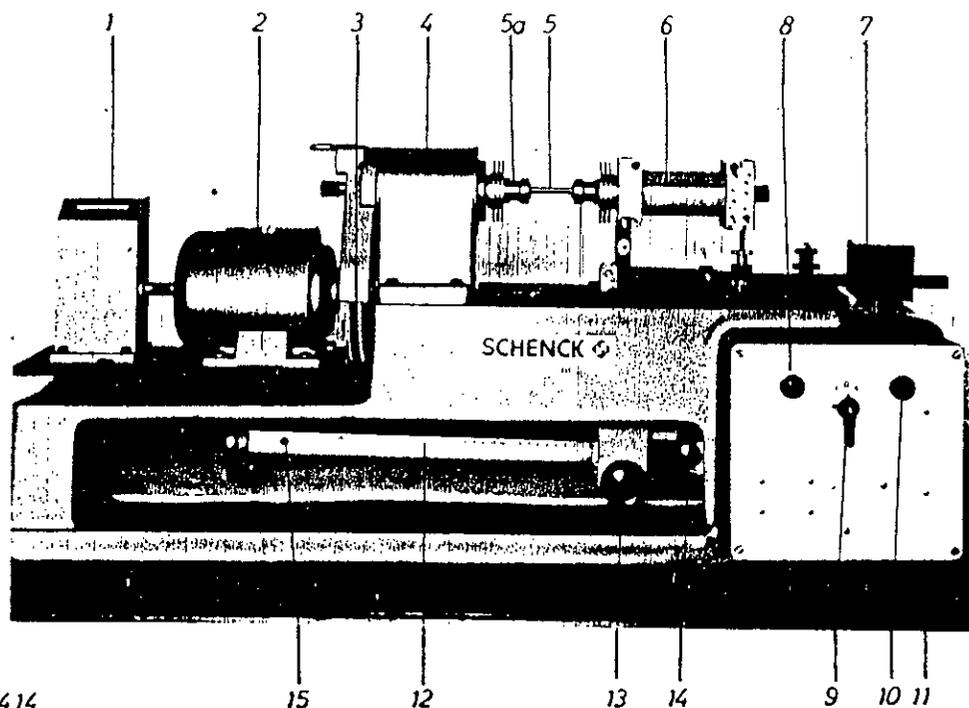


Figure-2-04: Type d'éprouvette de traction utilisé.



25414

- |    |  |    |   |
|----|--|----|---|
| 1  | Compteur d'alternances   | 10 | Touche "arrêt"                                    |
| 2  | Moteur triphasé à commutation des pôles                        | 11 | Blocs de caoutchouc pour isolement des vibrations |
| 3  | Commande à courroie dentée avec couvercle de protection        | 12 | Fléau gradué                                      |
| 4  | Broche d'entraînement  | 13 | Fléau pour l'ajustage de la charge                |
| 5  | Tige d'éprouvette  | 14 | Blocage pour le fléau                             |
| 5a | Dispositif de serrage pour des éprouvettes (pinces de serrage) | 15 | Forage pour fixation des poids supplémentaires    |
| 6  | Broche de charge   |    |   |
| 7  | Poids de compensation  |    |   |
| 8  | Touche "marche"  |    |   |
| 9  | Commutateur des pôles (I:6000, II:12000 tr/mn.)                |    |   |

Figure-2-05:Machine de flexion rotative PUNZ.

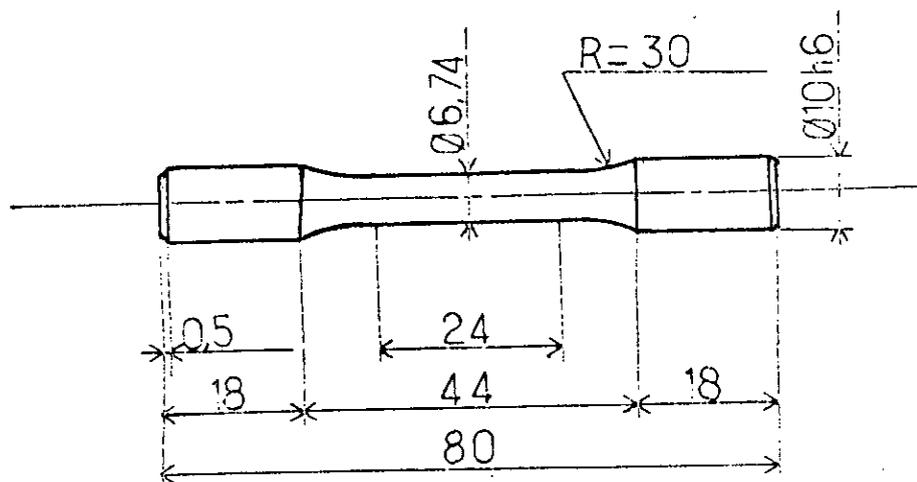


Figure-2-06: Type d'éprouvette de fatigue utilisé.

Les conditions d'essais sont les suivantes :

- L'effort de flexion alternée sur éprouvette reste constant pendant l'essai,
- Fréquence 50 HZ,
- Vitesse de rotation 12000 tr/min.

Le type d'éprouvette utilisé pour réaliser les essais est représenté à la figure : 2.06. L'usinage est effectué au tour ainsi que le polissage longitudinal de la partie utile en utilisant du papier abrasif allant du n°120 à 1000. La finition de l'état de surface à été faite avec de la pâte diamantée.

#### 4.5 - Etude des faciès de rupture

L'observation des faciès de rupture, l'image X (mapping) du carbone ainsi que l'analyse ponctuelle des éléments chimique, ont été réalisées sur la Sonde Auger  $\Phi$  600 au laboratoire de métallurgie du CDM (HCR).

Le système PHI modèle  $\Phi$  600 est construit autour d'une console de vide et de trois lauriers composant le système électronique.

CHAPITRE III

III - RESULTATS ET DISCUSSIONS

### 3.1 - Résultats micrographiques

#### 3.1.1 - Résultats de l'analyse par traitement d'image de la structure de livraison.

L'analyse par traitement d'image de la structure de l'état de livraison de l'acier 100C6 (fig.3-02 et 3-03) a conduit aux résultats indiqués dans les tableaux 3-01 et 3-02.

Les histogrammes de la figure 3-01 nous donne une représentation statistique de la taille, la forme et la distribution des particules de cémentite alliée  $(Fe, Cr)_3C$  de l'acier 100C6 à l'état de livraison.

Les résultats indiqués dans le tableaux 3-02 montrent, d'une part, la forme circulaire des carbures et d'autre part, leur distribution plus au moins uniforme dans la matrice. De même les histogrammes de la figure 3-01 montrent que la plus grande proportion de particules correspond aux fins carbures qui ont un diamètre variant de 0,40 à 0,50  $\mu m$ .

On doit signaler que la présence d'une quantité non négligeable de gros carbures dont le diamètre varie de 0,60 à 1,30  $\mu m$  est mise en évidence par ces histogrammes. C'est ces globules de grand taille correspondant à la cémentite alliée proeutectoïde qui sont difficiles à mettre en solution pendant le traitement thermique ultérieur au recuit de globulisation.

TABLEAU 3-01 - PRESENTATION DES RESULTATS

ZONE ETUDIEE	NOMBRE DE PARTICULES DE $(Fe,Cr)_3C$	TAILLE MOYENNE DES PARTICULES DE $(Fe,Cr)_3C$ ( $\mu m$ )	PROPORTION / SURFACE OCCUPEE PAR LES GLOBULES DE $(Fe,Cr)_3C$ %
1	107	0.0193182	23,0151
2	122	0.0193182	29,2061
3	118	0.0193182	31,1513
4	141	0.0193182	24,1613
5	122	0.0193182	22,2575

TABLEAU 3-02 - VALEUR MOYENNE DES PARAMETRES

PARAMETRE	UNITE	MOYENNE	ECART
SURFACE	$\mu m^2$	1.16035	0.141132
CIRCULARITE	-	1.1156	0.24913
DIAMETRE	$\mu m$	0.4497	0.21073

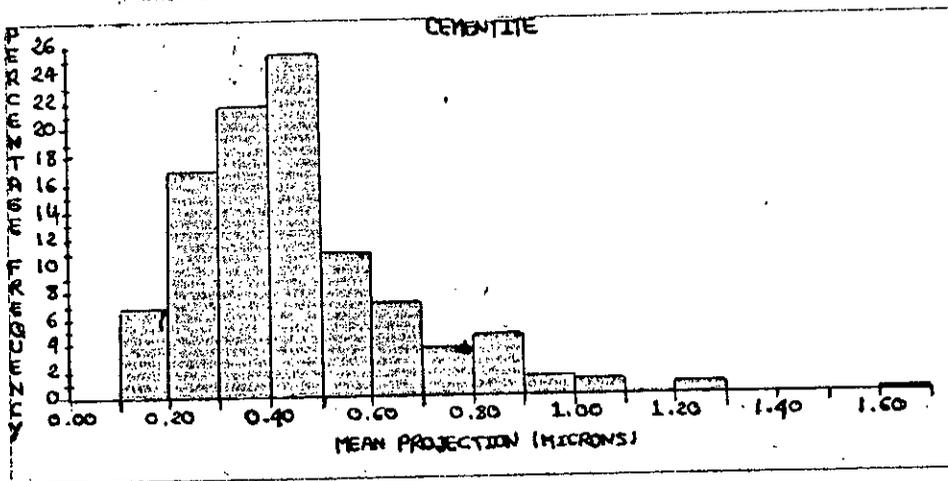
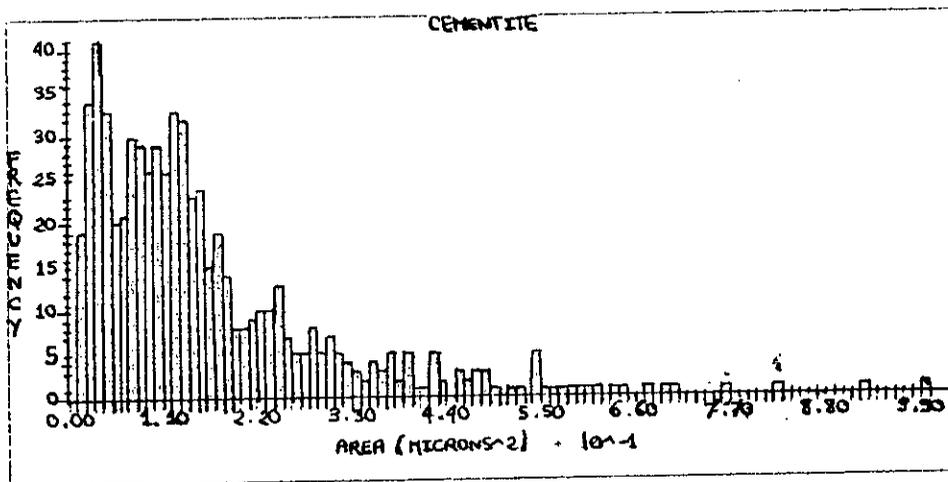


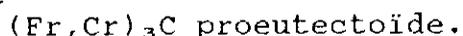
Fig. 3-01 Histogrammes donnant la taille, la forme et la distribution des particules de cémentite alliée  $(Fe,Cr)_3C$  de l'acier 100C6 à l'état de livraison.

### 3.1.2 - Présentation et analyse des différents états structuraux obtenus

D'après les figures 3-01 et 3-02, on constate que la structure perlitique à cémentite globulaire, apparaît nettement à l'examen micrographique d'échantillons à l'état de livraison. Elle se manifeste par une répartition plus au moins uniforme des carbures globulaires de cémentite en blanc sur un fond de ferrite en noir.

La remarque la plus importante, c'est qu'avec l'augmentation du grossissement au microscope électronique à balayage (fig. 3-03), cette micrographie montre la présence de deux populations de carbures conforme au diagramme d'équilibre, à savoir :

- de gros carbures correspondant à la cémentite alliée au chrome



- de fins carbures correspondant à la cémentite de la perlite.

Ces gros globules correspondant à la cémentite proeutectoïde  $(\text{Fr}, \text{Cr})_3\text{C}$  sont difficiles à mettre en solution au cours d'un traitement thermique ultérieur.

On remarque bien que les résultats micrographiques concordent avec ceux de l'analyse par traitement d'image.

Un traitement thermique de post-globulisation (tableau 2-02) à partir de la structure de livraison a été effectué.

L'examen micrographique au MEB après le traitement thermique montre, une structure perlitique lamellaire dans laquelle baignent de fins carbures globulaires de cémentite alliée au chrome (fig. 3-04 et 3-05). Ces figures montrent qu'on a pu obtenir une transformation morphologique de la cémentite (globulaire à lamellaire) d'environ 80 %.

A partir de cette structure obtenue suite au traitement de post-globulisation, le traitement classique, utilisé industriellement a été réalisé (austénitisation puis trempe à l'huile suivie d'un revenu à basse température). La structure obtenue (par la suite notée B) est martensitique (fig. 3-06 a et b) caractérisée par :

\* la dissolution complète des carbures globulaires  $(Fe, Cr)_3C$

\* l'apparition d'une faible quantité d'austénite résiduelle

Par contre la structure martensitique notée A (fig. 3-06 a et b) obtenue après le traitement classique de trempe suivi d'un revenu à basse température à partir de l'état de livraison (tableau 2-02) se manifeste par la présence de carbures globulaires résiduels non dissous. Autrement dit le traitement de post-globulisation a un effet notable quant à la dissolution complète des carbures de cémentite alliée proeutectoïde.

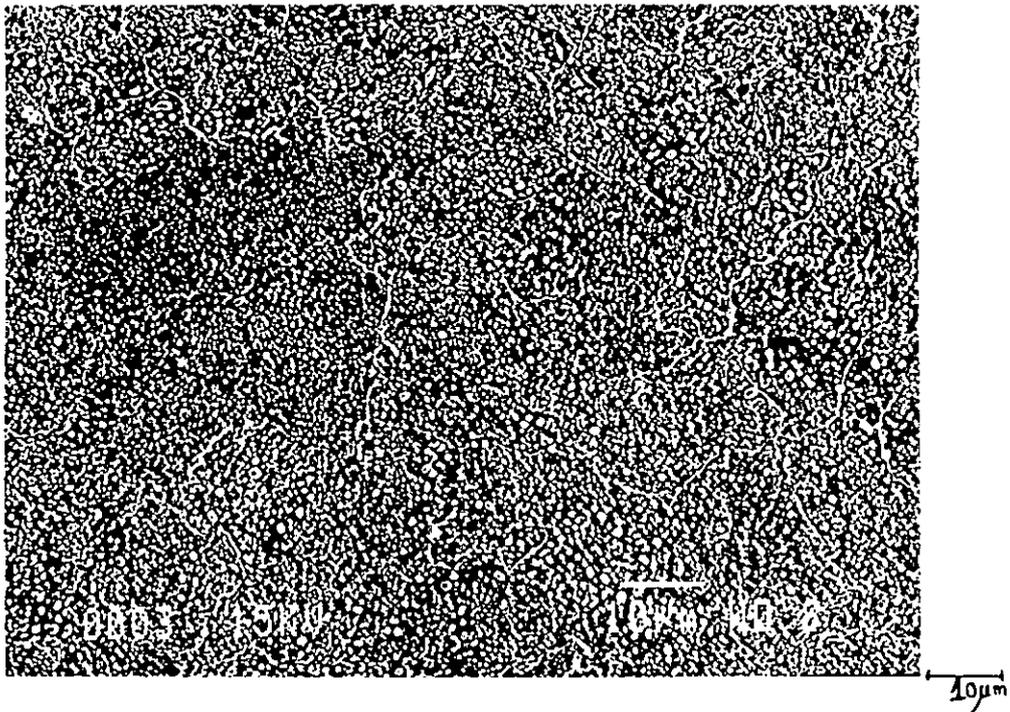


Fig.3-02 Structure perlitique à cémentite globulaire de l'acier 100C6 à l'état de livraison observée au MEB.

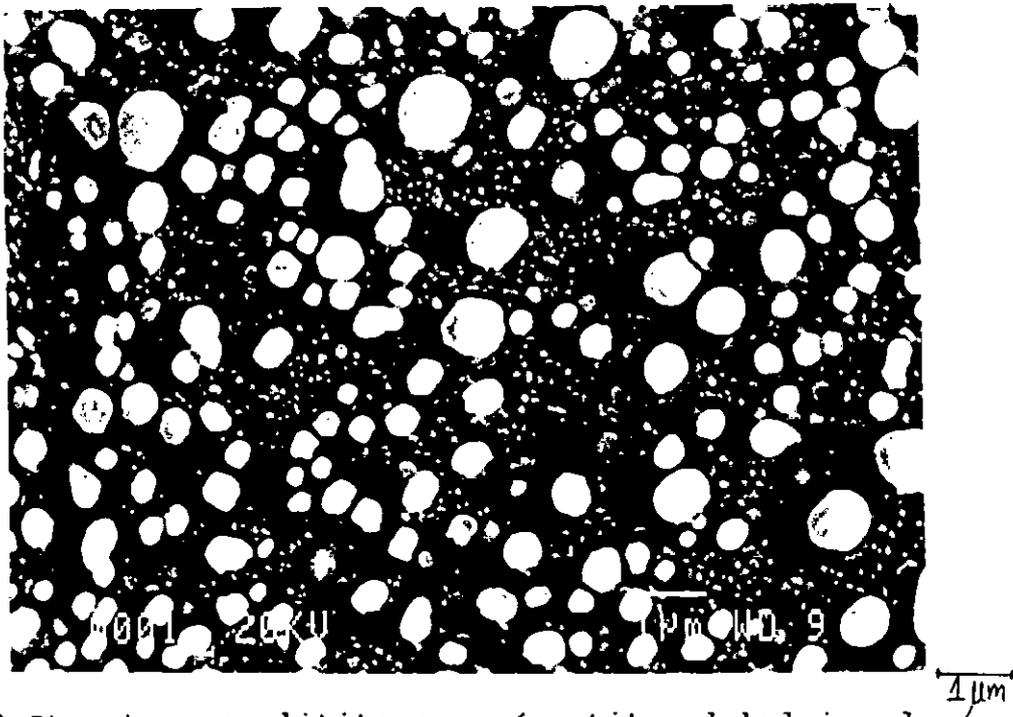


Fig.3-03 Structure perlitique a cémentite globulaire de l'acier 100C6 à l'état de livraison observée au MEB.

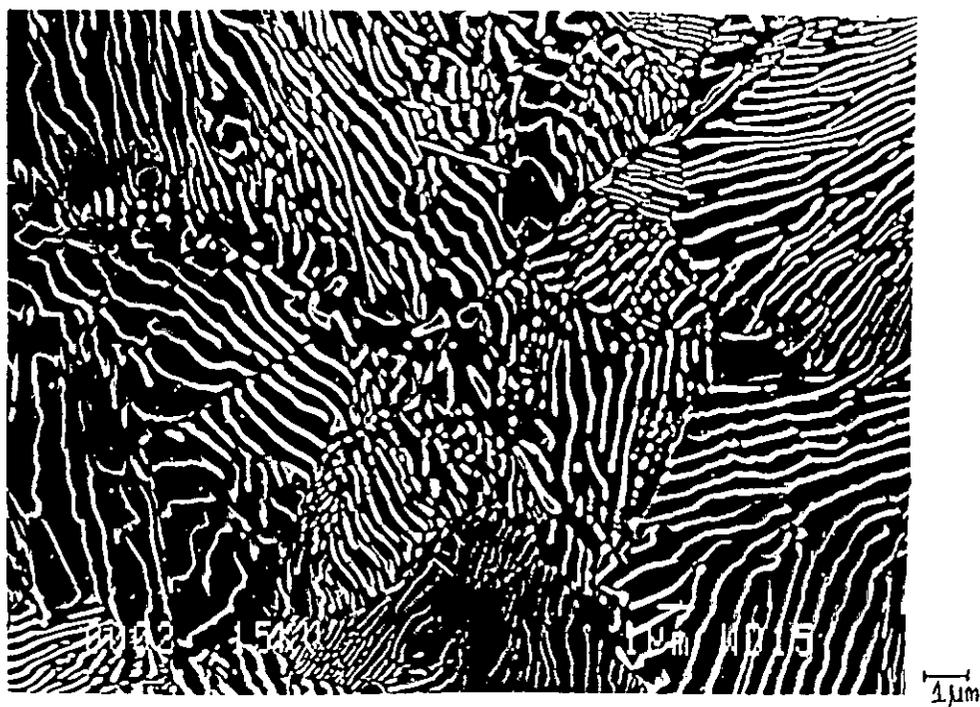


Fig.3-04 Structure perlitique à cémentite globulaire et lamellaire de l'acier 100C6 suite au traitement de post-globulisation observée au MEB.

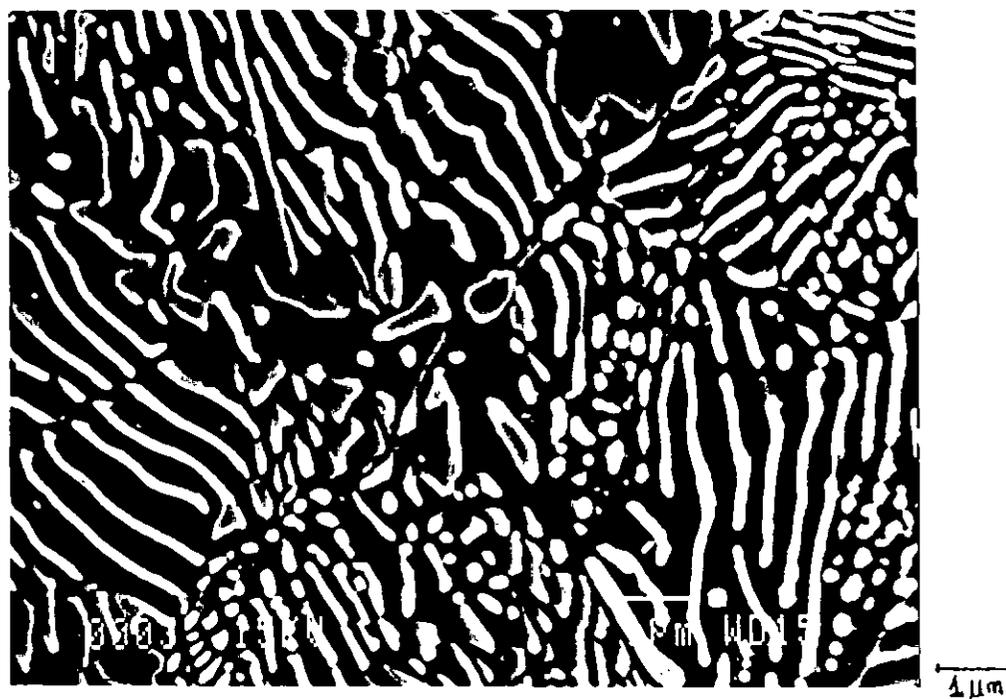


Fig.3-05 Etat structural de l'acier 100C6 après le traitement de post-globulisation observé au MEB.

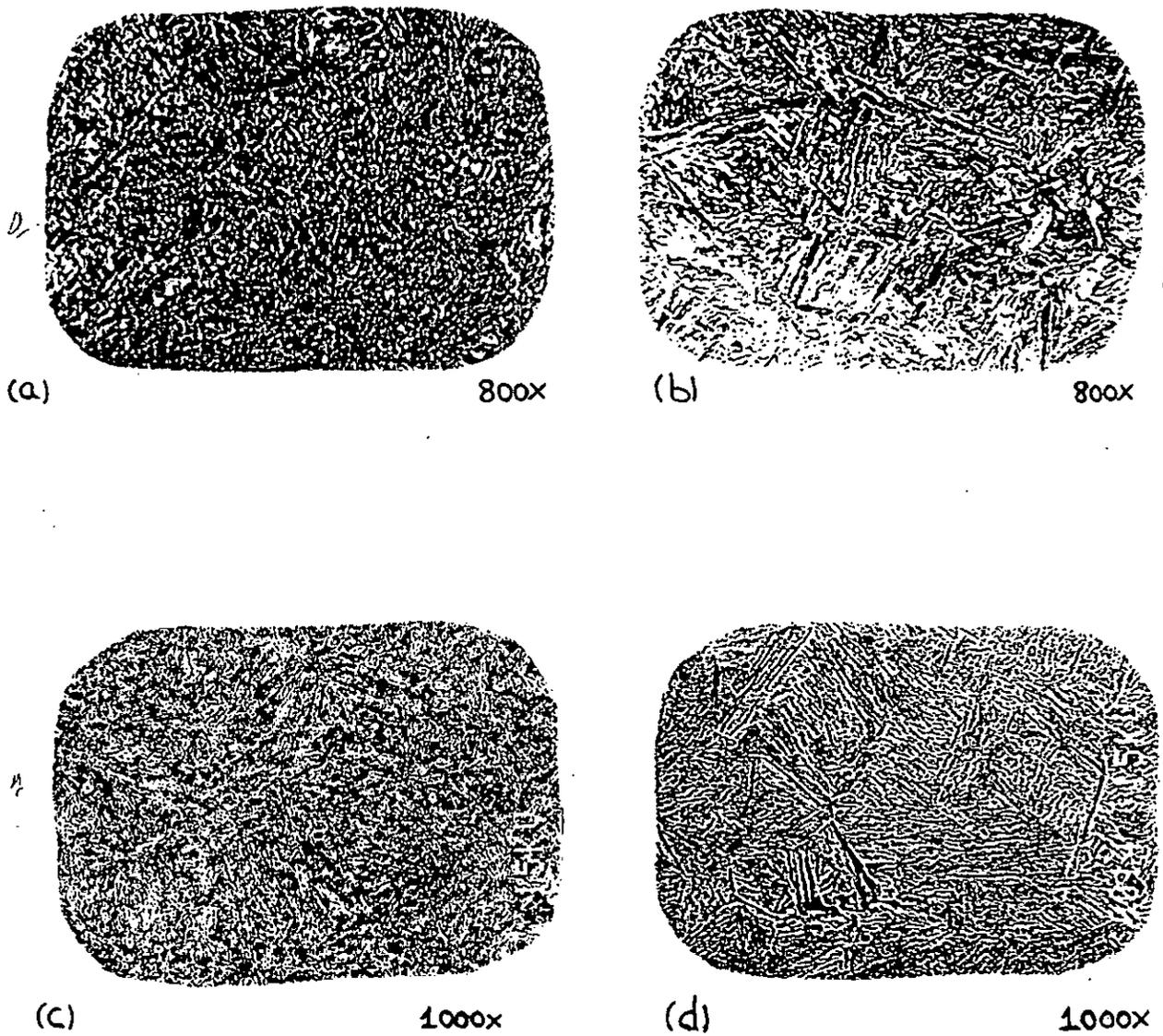


Fig.3-06 Effet du traitement de post-globulisation sur la dissolution des carbures alliés  $(Fe,Cr)_3C$ .

1 - observation au microscope optique.

a) sans traitement de post-globulisation : présence des carbures alliés (précipités blanc).

b) avec traitement de post-globulisation : dissolution de ces carbures.

2 - observation au MEB de mêmes échantillons mettant en évidence l'effet de ce traitement de post-globulisation (précipités noir sur la figure (c) et absence de ces précipités sur la figure (d)).

### 3.2 - Résultats des essais mécaniques

#### 3.2.1 - Résultats des essais de dureté

En utilisant comme point de départ, le fait que toute variation des caractéristiques mécaniques est gouvernée par le changement de structure dans l'acier. On a jugé qu'il est indispensable de définir notre état structural de départ qui correspond à une structure perlitique à cémentite globulaire. Cette dernière n'est que la conséquence des transformations engendrées par le recuit de globulisation. Ce dernier doit assurer au matériau une bonne aptitude à l'usinage.

Pour notre étude on a choisis deux séries d'échantillons notées A et B ayant subi les traitements thermiques suivants à partir de l'état de livraison.

- Les échantillons de la série A ont subi une trempe à l'huile à partir de 880 °C après un maintien de 15 mn puis pour chaque échantillon, un revenu aux températures 150 °C, 200 °C, 250 °C et 300 °C.

- Pour la série B, les échantillons ont subi un traitement dit de post-globulisation (cf. tableau 2-02) suivi des traitements identiques à celle de la série A.

L'évolution de l'état structural pendant les différents traitements a été suivi par des mesures de dureté HRC.

Le tableau 3-03 résume la variation de la dureté HRC en fonction de la température de revenu après trempe. Ces résultats nous ont permis d'optimiser le revenu adéquat pour l'étude de la tenue à la fatigue de l'acier pour roulements à billes 100C6.

**TABLEAU 3-03 : RESULTATS DES ESSAIS DE DURETE**

TEMPERATURE DE REVENU EN [°C]	DURETE HRC	
	STRUCTURE A	STRUCTURE B
TREMPE SANS REVENU	66	63
TREMPE AVEC REVENU A 150.	63	61
TREMPE AVEC REVENU A 200.	62	59
TREMPE AVEC REVENU A 250.	60	58
TREMPE AVEC REVENU A 300.	58	57

1: Courbe correspondant a la structure A  
2: Courbe correspondant a la structure B

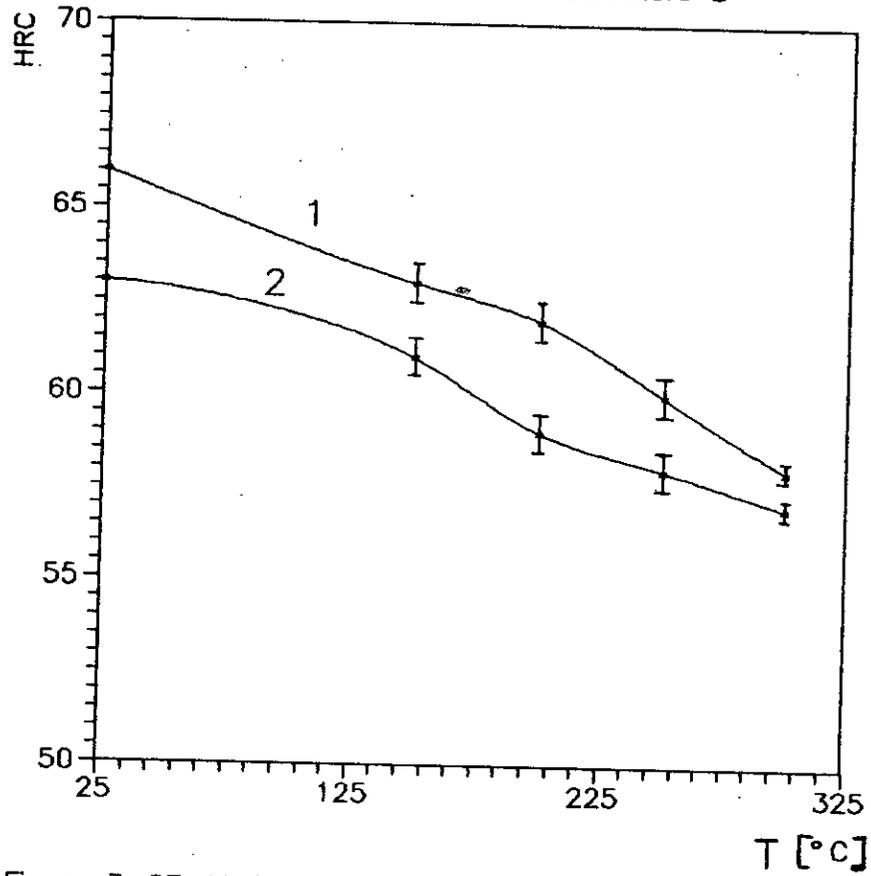


Figure 3-07: Variation de la durete en fonction de la temperature de revenu de l'acier 100C6

## ANALYSE DES RESULTATS

Du faite que l'évolution des caractéristique des aciers lors du revenu résulte des phénomènes de diffusion. Les courbes expérimentales seront fonction de la température tout en fixant le facteur temps.

Ainsi la figure 3-07 résume, les courbes obtenues isochrones donnant les variations de la dureté, de deux séries d'échantillons A et B en fonction de la température de revenu après trempe pour un temps de maintien de 1 heure.

Ces deux courbes 1 et 2 suggère une décomposition en trois zones en fonction de la température de revenu :

- Zone I de l'ambiante (25 °C à 150 °C)
- Zone II de 150 °C à 250 °C
- Zone III de 250 °C à 300 °C

Cependant on constate qu'à partir de l'ambiante jusqu'à 150 °C, c'est-à-dire dans la zone I, il y a une brusque diminution de la dureté pour les deux séries A et B engendrant ainsi une perte de 3 HRC.

La zone II correspond à une chute de 3 HRC mais l'allure des deux courbes montre que la diminution est plus rapide pour les échantillons de la série B ayant subi le traitement thermique de post-globulisation.

La zone III est caractérisée par une diminution monotone de la dureté pour les deux courbes il en résulte ainsi une perte de 1 à 2 HRC.

### 3.2.2<sup>3</sup> - Présentation et analyse des résultats des essais de traction

Les courbes de la figure 3-08 appelle les remarques suivantes :

a) absence du domaine plastique qui est caractéristique d'un comportement fragile.

b) de la courbe 1 correspondant à la structure A à la courbe 2 correspondant à la structure B, on enregistre un gain de 100 MPa concernant la résistance à la rupture  $R_m$  qui coïncide avec la fin du domaine élastique. Soit un gain de 15 %.

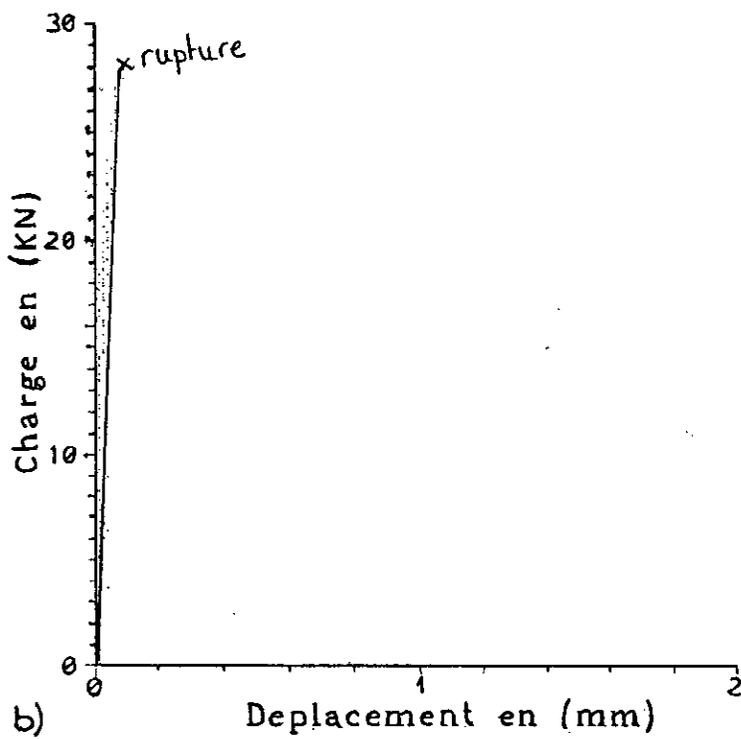
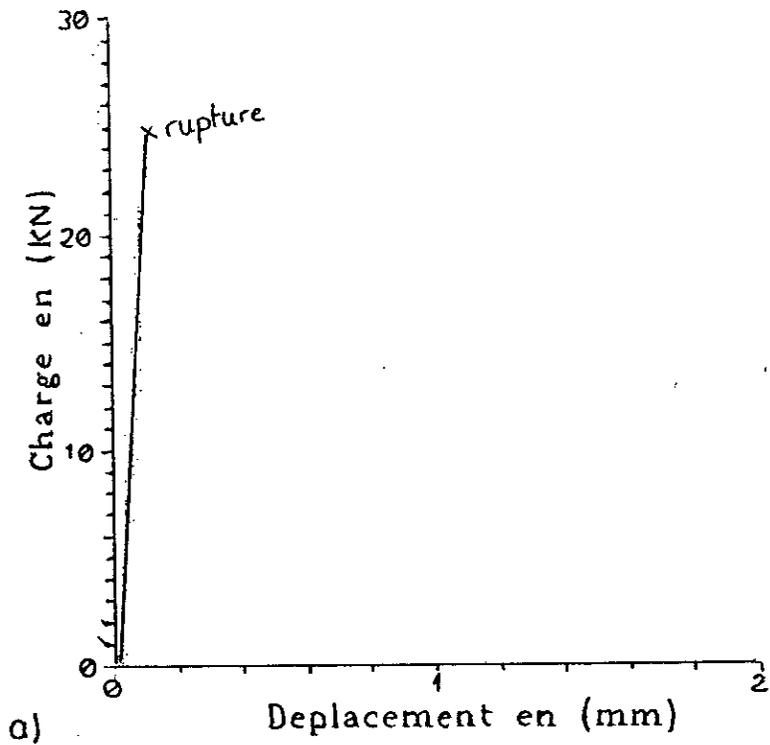


Fig.3-08 Courbes conventionnelles de traction de l'acier 100C6

- a) courbe caractérisant la structure A
- b) courbe caractérisant la structure B

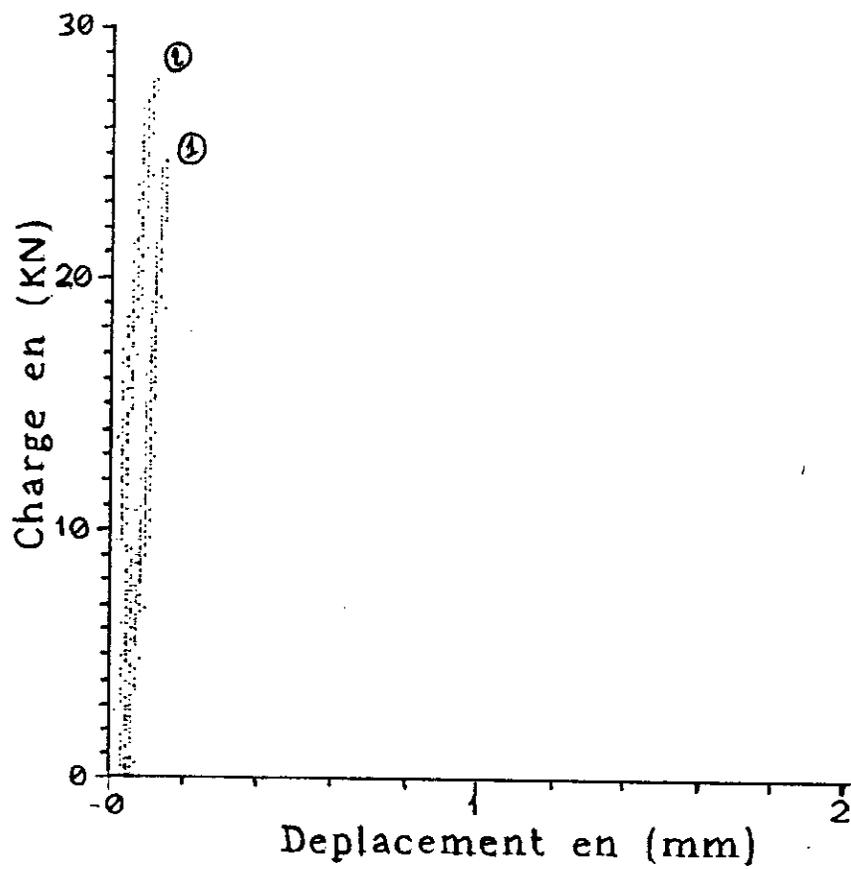


Fig.3-09 Courbes conventionnelles de traction de l'acier 100C6

- courbe 1 correspond à la structure A
- courbe 2 correspond à la structure B

### 3.2.3 - Résultats et analyse des essais de fatigue en flexion rotative

Nous avons mené les essais de fatigue en flexion rotative sur un ensemble de 12 éprouvettes pour chaque type de structure (tableau 3-04 et 3-06).

On doit rappeler que la structure A est obtenue après une trempe à l'huile à partir de la structure de l'état de livraison, sans passer par un traitement de post-globulisation.

Par contre la structure B est obtenue, suite à un traitement de post-globulisation (tableau 2-02) à partir de l'état de livraison, suivi d'une trempe à l'huile plus un revenu à basse température. Ce dernier est nécessaire pour la relaxation des contraintes internes.

Les éprouvettes des deux séries A et B sont soumises à différentes contraintes cycliques (360, 380, 400 et 420 MPa). Les valeurs des limites de fatigue ( $\sigma_D$ ) à  $10^7$  cycles déterminées par la méthode statistique de l'escalier, sont indiquées dans les tableaux 3-05 et 3-07.

#### 3.2.3.1 - Résultats de la série A

TABLEAU 3-04

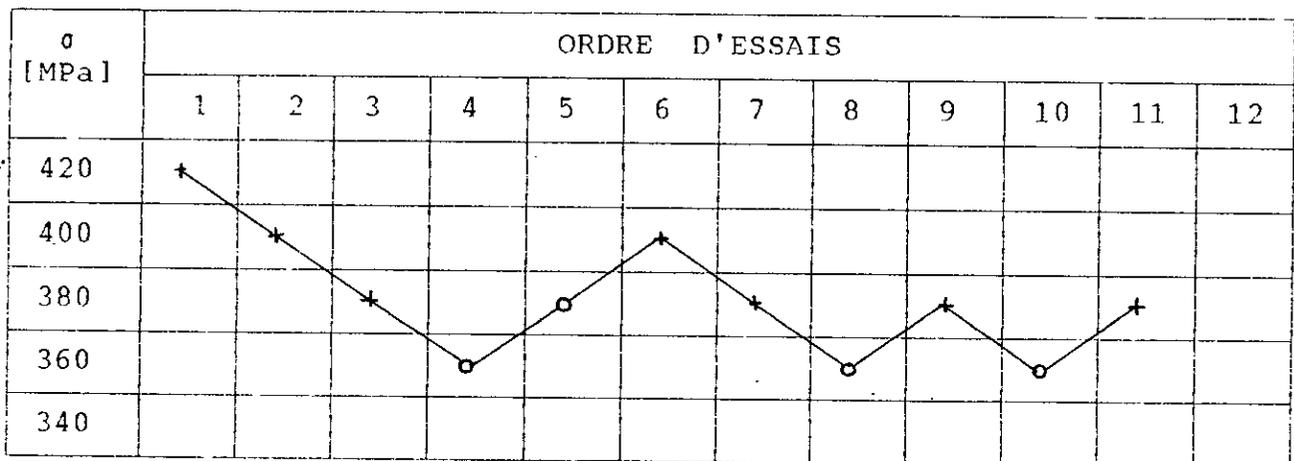


TABLEAU 3-05

$\sigma$ [MPa]	CALCUL AVEC 11 EPROUVETTES			
	j	nj	j.nj	j <sup>2</sup> .nj
420	3	0	0	0
400	2	0	0	0
380	1	1	1	1
360	0	3	0	0
		N = 4	A = 1	B = 1
LIMITE DE FATIGUE $\sigma_D$	$S_0 = 360$ MPa, $d = 20$ MPa, $\sigma_D = 375$ MPa			
ECART TYPE DE LA ZONE D'ENDURANCES S	$\frac{Nb-A^2}{N^2} = 0,18 < 0,3$ donc le calcul de S est impossible.			

3.2.3.2 - Résultats de la série B

TABLEAU 3-06

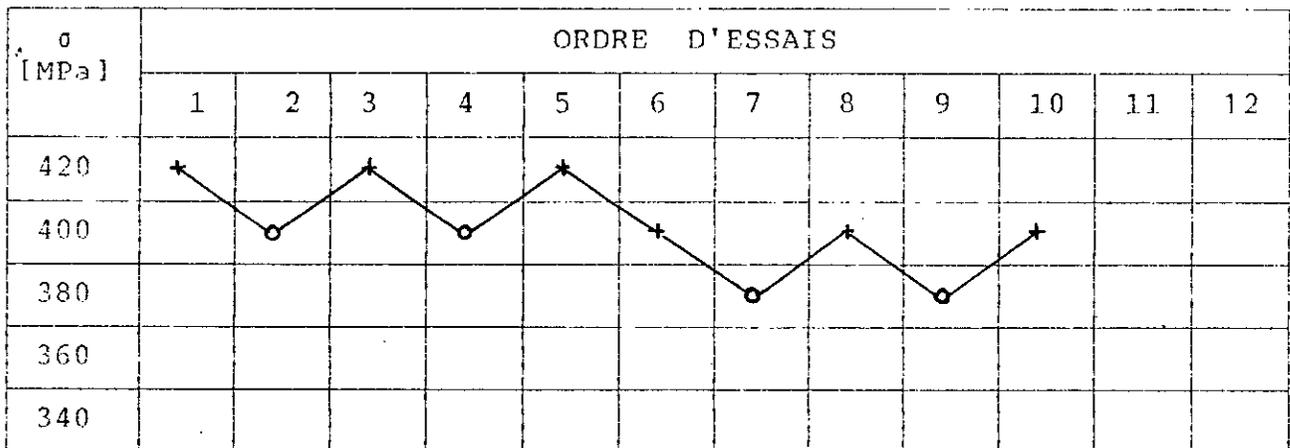


TABLEAU 3-07

$\sigma$ [MPa]	CALCUL AVEC 10 EPROUVETTES			
	j	nj	j.nj	j <sup>2</sup> .nj
420	2	0	0	0
400	1	2	2	2
380	0	2	0	0
		N = 4	A = 2	B = 2
LIMITE DE FATIGUE $\sigma_D$	So = 380 MPa, d = 20 MPa, $\sigma_D$ = 400 MPa			
ECART TYPE DE LA ZONE D'ENDURANCES	$\frac{Nb-A^2}{N^2} = 0,25 < 0,3$ donc le calcul de S est impossible.			

Le calcul de l'écart type de la zone d'endurance devient impossible par la méthode de l'escalier, étant donné que le rapport  $\frac{Nb - A^2}{N^2} < 0,3$  dans les deux cas.

Les résultats obtenus confirment bien l'effet du traitement de post-globulisation sur la tenue à la fatigue de la structure B. Soit un gain de **25** MPa concernant la limite à la fatigue  $\sigma_D$  par rapport à celle de la structure A.

### 3.3 - Faciès de rupture : résultats et discussions

L'interprétation à l'échelle microscopique du comportement, en fatigue flexion rotative de l'acier pour roulement 100C6, a été conduite par l'observation, en microscopie électronique à balayage, des faciès de rupture conjointement à l'étude de l'image X du carbone (mapping) sur les deux séries A et B des éprouvettes.

Les résultats montrent que le traitement de post-globulisation, en plus de son effet sur la dissolution des carbures de cémentite alliée au chrome, provoque une rupture ductile (fig.3-10-b) alors que le traitement, habituellement utilisé à l'échelle industrielle, provoque une rupture fragile (fig. 3-10-a) caractérisée par la présence de rivières (fig.3-11) sur un faciès lisse.

Les résultats du mapping du carbone (image X) sur les faciès de rupture des deux structures (A et B), expliquent la différence des deux modes de ruptures obtenus :

- Pour la structure A provoquant une rupture fragile (fig.3-12-a) nous remarquons une distribution plus homogène du carbone sur tout le faciès de rupture (zone blanche).

Ceci s'explique du fait :

\* d'une part de la non dissolution de la totalité des carbures de cémentite alliée.

\* d'autre part de l'appauvrissement en carbone de l'austénite surfusionnée qui engendre après trempe un taux de martensite élevé, donc une rupture fragile.

- Pour la structure B donnant lieu à une rupture ductile, l'image X du carbone (fig.3-12-b) effectuée sur le faciès de rupture, montre une distribution hétérogène (zone blanche). Ceci est concordant au résultat de l'effet du traitement de post-globulisation sur la dissolution des carbures  $(Fe,Cr)_3C$ . En effet cette dissolution complète permet une sursaturation en carbone de l'austénite surfusionnée et par voie de conséquence un taux non négligeable d'austénite résiduelle après trempe. Ce qui engendre une rupture ductile après fatigue (flexion rotative).

Par ailleurs une attention particulière a été portée sur l'élément bore (B), discerné lors de l'analyse qualitative. En effet, l'analyse ponctuelle effectuée sur le faciès de l'éprouvette de la structure A (rupture fragile), montre que l'élément bore est plus présent dans la matrice qu'au niveau des rivières (fig.3-13 et 14).

Compte tenu de l'effet notable du bore, même en p.p.m sur la trempabilité, la ténacité et l'amélioration de la limite à la fatigue [32], il semblerait que le traitement thermique industriel (structure A) n' a pas pu également homogénéiser la distribution du bore sur toute la masse de l'échantillon.

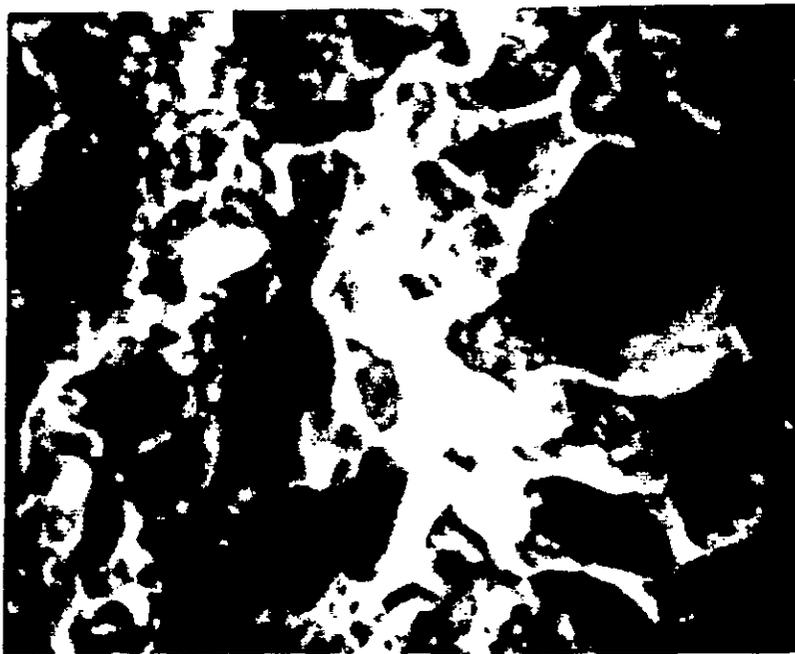
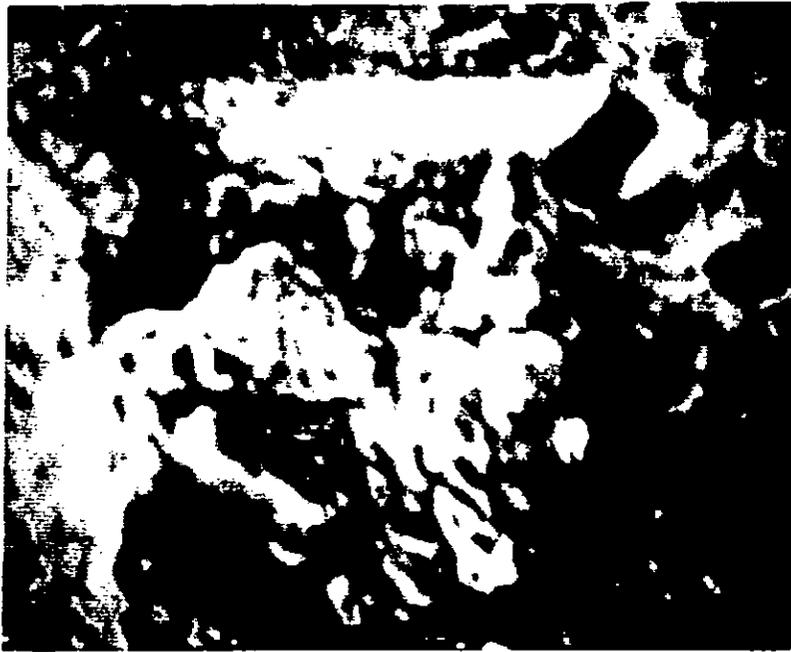


Fig 3.10 Effet du traitement de post-globulisation sur le faciés de rupture par fatigue en flexion rotative.

- a) sans traitement de post-globulisation: caractéristique d'une rupture fragile (absence de cupules).
- b) avec traitement de post-globulisation : présence de cupules caractérisant une rupture ductile du matériau.

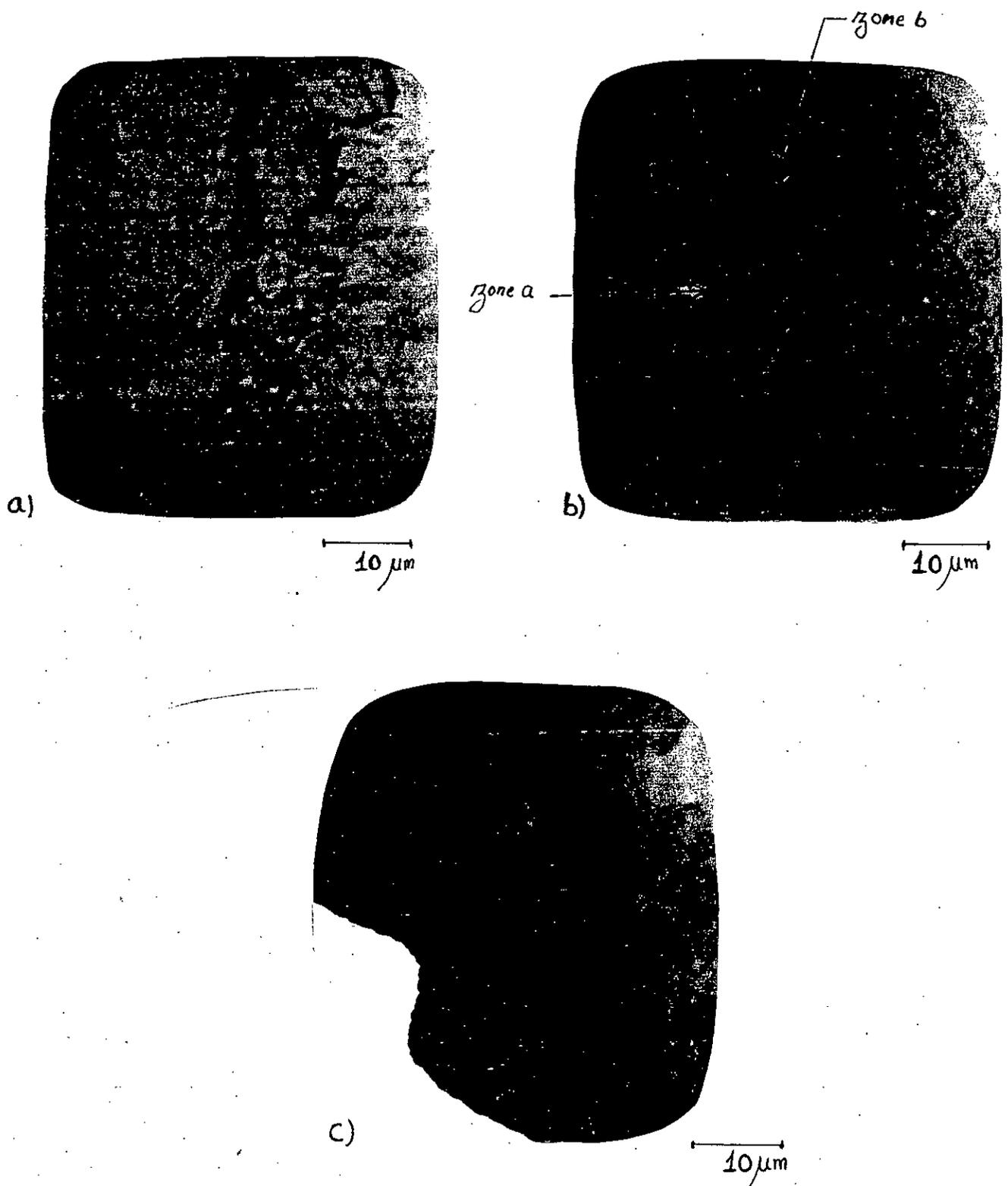
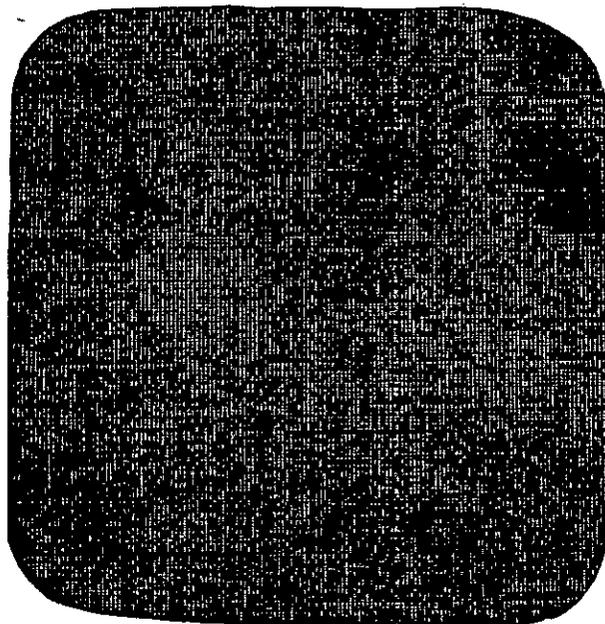


Fig 3.11 Différentes zones de l'échantillon mettant en évidence la présence de rivières caractéristique d'un mode de rupture fragile par clivage.

a)



b)

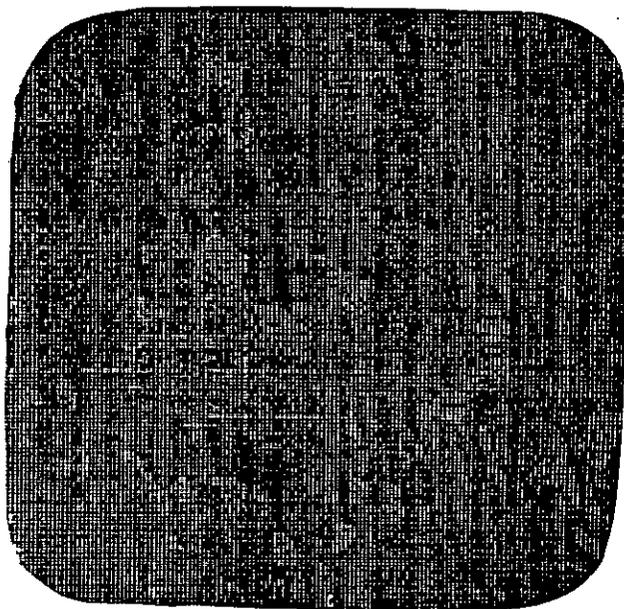


Fig 3.12 Image X (mapping) du carbone sur le faciès de rupture en fatigue flexion rotative de l'acier 100C6.

a) rupture fragile (éprouvette n'ayant pas subi le traitement de post-globulisation).

b) rupture ductile (éprouvette ayant subi le traitement de post-globulisation).

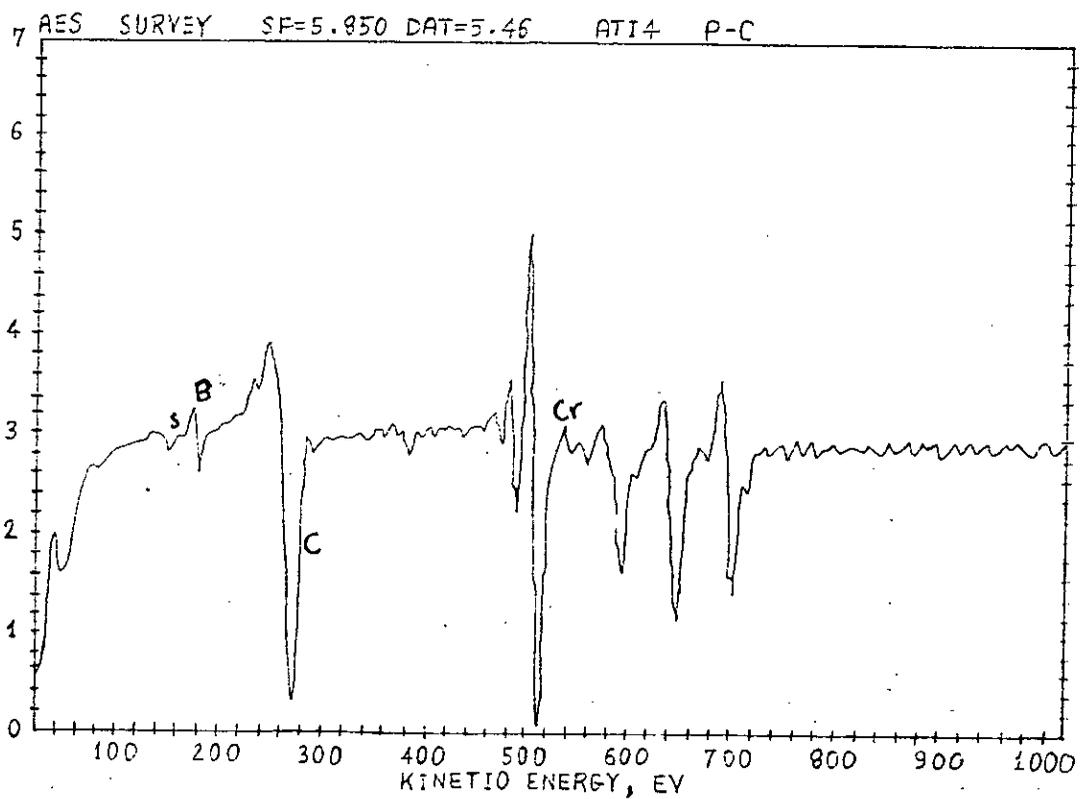


Fig 3.13 Analyse ponctuelle au niveau de la matrice (zone a de la figure 11-b).

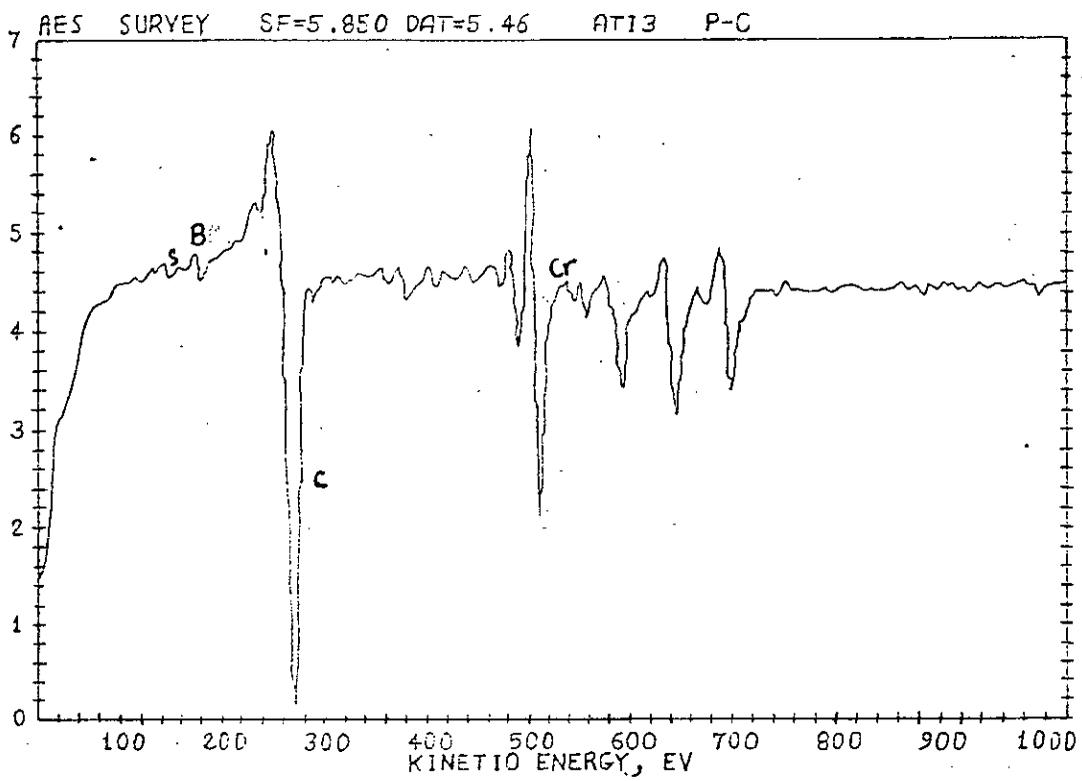


Fig 3.14 Analyse ponctuelle au niveau de la rivière (zone b de la figure 11-a)

## CONCLUSION

A la lumière de l'analyse des résultats obtenus nous pouvons conclure que :

- le traitement thermique habituellement utilisé dans l'industrie (trempe à l'huile à partir de 850 °C suivie d'un revenu à basse température) destiné à conférer au roulement les propriétés mécaniques conformes à sa mise en oeuvre est loin d'être optimal.

- le traitement thermique additionnel de post-globulisation a engendré une amélioration concernant :

- \* la résistance à la rupture ( $R_m$ )
- \* la limite à la fatigue ( $\sigma_a$ )
- \* le mode de rupture en fatigue flexion rotative (rupture ductile).

Les améliorations en propriétés citées ci-dessus engendrées par le traitement thermique additionnel de post-globulisation avant trempe peuvent avoir comme origines :

- \* la dissolution complète des carbures de cémentite alliée  $(Fe, Cr)_3C$ .
- \* l'homogénéisation de l'élément bore, dont l'influence notable en ppm sur la tenue à la fatigue a été mise en évidence dans la littérature.

## CONCLUSION GENERALE

Notre travail consiste en l'étude du rôle de la structure sur le comportement en fatigue (flexion rotative), de l'acier 100 C6 utilisé pour la fabrication des roulements à billes.

L'industrie automobile comme d'autres utilisateurs (l'aéronautique etc...) exige de cet acier des performances de plus en plus élevées en fatigue et en fiabilité.

L'un des paramètres les plus importants est la stabilité dimensionnelle des pièces, conditionnée par les traitements thermiques utilisés.

Pour de tels aciers, il est généralement difficile de trouver un compromis entre une dureté supérieure à 58 HRC et une certaine ductilité.

Notre attention s'est portée sur l'effet du traitement thermique additionnel de post-globulisation sur la dissolution des carbures globulaires de la cémentite alliée  $(Fe,Cr)_3C$  et par conséquent sur les propriétés finales du matériau.

Les résultats obtenus dans notre étude ont permis de mettre en évidence les points suivants :

- effet du traitement de post-globulisation sur la dissolution des carbures primaires alliés au Cr ainsi que l'homogénéisation du bore qui a une influence notable sur les caractéristiques en fatigue.

- passage d'un mode de rupture fragile à un mode de rupture ductile avec l'addition d'un traitement de post-globulisation à la gamme de traitement habituellement utilisé à l'échelle industrielle.

## REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] P.W HEWITT : Revue traitement thermique 180-84, P.47-54
- [2] L.VINCENT, B. COQUILLET, P. GUIRALDENQ :  
Etude critique de la nocivité en fatigue flexion rotative  
des carbures et des inclusions dans les aciers pour  
roulements, influence d'une réfusio E.R.S. P.Mécaniques  
Matériaux Electricité N°316 (Avril 1976) P.11-18.
- [3] HAROLD Burier, Jr. the Timken Copany :  
Bearing steels ASM Hand Book Vol.1 Ed.1990, p.380-388
- [4] I.Lakhtine : Métallurgie et traitement thermique desmétaux
- [5] A. CONSTANT et G. HENRY :  
Les principes de base du traitement thermique des aciers.  
Revue traitement thermique 180-84, p.55-62.
- [6] STICKELS et COL : Heat treatement for ball bearing steels  
to improve resistance to rolling contact fatigue. Unites  
Stâtes Patent, May 17.1977.
- [7] R.EL-HAIK : Les réactions du métallurgiste face au  
développement des matériaux". Revue de métallurgie  
Octobre 1985,  
p.1977.
- [8] HANDSWORTH.D et HEWITT.W :  
Etude de la faible ductilité des circlips en bande  
pressées. Rapport intérieur. Sheepbridge Engineering  
Ltd. Central Research and Developpment, Juillet 1975.
- [9] FITERAU V : Traitements thermiques des aciers pour  
roulement. Traduction BIS 115-119, d'après Metallurgia  
(1976), Vol.28 n)1, p.31-35..

- [10] MONNA.K et COL : Influence de la taille des particules de carbures et de la qualité de carbure non dissous sur la durée de vie à la fatigue des aciers pour roulements. Journal of the Japan Institute of Metals.
- [11] A.BRAND? j.F FLAVE NOT, R.GREGOIRE, C.TOURNIER : Donnée technologiques sur la fatigue. Ed. 1988.
- [12] J.C.MAZAUD : La prévention des ruptures catastrophiques. Revue de métallurgie (Juillet/Août 1970).
- [13] G.POMEY : Endommagement et modifications de la structure par fatigue. Revue de métallurgie (Avril 1970).
- [14] D.FRANCOIS et L.JOLY : La rupture des métaux. Ed. Masson et Cie (1972).
- [15] J.MONNOT, R.TRICOT, A.GEUSSIER : Résistance à la fatigue et endurance des aciers pour roulements. Revue de métallurgie (Juillet/Août 1970).
- [16] CAZAUD, G.POMEY, P.RABBE, Ch.JANSSEN : La fatigue des métaux, Dunod (1969).
- [17] G.E.DIETER : Mechanical metallurgy Mc Graw Book Company, New York (1961).
- [18] J.MONNOT, J.Y.COGNE et B.HERITIER : Propriétés inclusionnaire et tenue en fatigue des aciers pour roulements. Revue de métallurgie CIT (Octobre 1986) p.761-770.
- [19] SZIKLAVARI (J) TAROY (P) : The effect of vaccum treatement on the life properties of bearing steels. (Oct-Nov 1977) p.430-435.
- [20] K.L.BANYAZ : The effect of inclusions on the properties of 1% C-Cr bearing steels. Clean steel, ISI, SP 77 (1963).

- [21] NORBERG: The effect of noiches and non-metallic inclusions on the fatigue properties of high strength steel. Swedish Suymposium on on-mettalic inclusions in steel (27-29 Avril 1981).
- [22] H.MURO, Y.SADAOKA, S.ITO and N.TSUSHIMA : The effect of retained austenite on the rolling fatigue of carburized steels. The twelfth Jap.
- [23] K.TSUBOTA, A.KOYANAGI : Formation of platelike carbides during rolling contact fatigue in high carbon chromium bearing steels. Transaction ISU (1985) p.496-504.
- [24] G.BAUDY et Col : Elaboration des aciers à roulements à partir d'une machine de coulée continue rotative à l'usine des dunes. Revue de métallurgie CIT (Avril 1989), p.342-350.
- [25] MARTIN (J.A) et Col : Microstructural alterations of rolling bearing steel undergoing cyclic stressing. Journal of basic engineering. 88 (Septembre 1961), p.47-50.
- [26] G.MURRY : Les essais de fatigue. Revue de métallurgie, traitements thermiques (205-86), p.47-50.
- [27] GILLES.POMEY et HENRY-PAUL.LIEURADE : Essais de fatigue. Technique de l'ingénieur, p.M130.1 M131.12.
- [28] CLAUDE.BATHIAS, JEAN-PAUL.BAILLON : La fatigue des matériaux et structures. MLOINE S.A.EDITEUR (1990).
- [29] HENRI-PAUL.LIEURADE : La pratique des essais de fatigue.
- [30] BERNARD.GRAIS : Les statistiques et l'entreprises. DUNOD.

[31] B.COQUILLET, L.VINCENT et P.GUIRALDENQ :  
Propriétés générales et étude de la fatigue de contact  
d'un acier à haute teneur en chrome (Z100C17) utilisé  
dans les roulements à billes. Cercle d'étude des  
Métaux (Juin 1973), p.166-188.

[32] P.DEVORE : Les aciers de construction au bore.  
Ugine aciers Pris (Avril 1976).

A N N E X E

### \* Analyse statistique

Afin de limiter les effets de la dispersion des résultats qui caractérisent souvent les mesures de dureté, nous avons procédé à une méthode statistique, du moment que les propriétés physiques et mécaniques des métaux obéissent à une loi normale de probabilité [30], qui ne peut être entièrement déterminée que lorsque on connaît ses deux paramètres à savoir :

- Une valeur particulière  $\bar{x}$  autour de laquelle tend à se localiser la plus grande partie de la probabilité associée à une variable aléatoire appelée moyenne.

- Un paramètre caractérisant la façon dont laquelle les probabilités se groupent autour de la moyenne appelée écart-type  $S_x$ .

Donc nous avons envisager la détermination de ces deux paramètres ( $\bar{x}$ ,  $S_x$ ) et de l'intervalle de confiance avec un seuil de signification  $\alpha = 0,05$ .

On a :

$$\bar{x} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^n X_i \quad ; \quad S^2x = \frac{\sum_{i=1}^n (X_i - \bar{x})^2}{N-1}$$

$$S_x = \frac{S_x}{\sqrt{N}}$$

Où  $\bar{x}$  = moyenne d'un échantillon

$S^2x$  : variance

$S_x$  : écart-type

$X_i$  : est la valeur de mesure

$N$  : nombre de mesures

$S\bar{x}$  : écart-type de la moyenne

Dans le cas où  $N > 30$  nous prenons

$$\epsilon = \pm K_p S_x \text{ avec } K_p \approx 2 \text{ [30] pour } \alpha = 0,05$$

avec  $K_p$  : un chiffre positif qui dépend de la loi statistique et de la probabilité de confiance "p".

Dans le cas ou  $N \leq 30$  : on considère :

$$\epsilon = \pm t_{\alpha} \frac{S_x}{\sqrt{N}} = \pm t_{\alpha} S_{\bar{x}}$$

avec  $t_{\alpha}$  le critère de student dont la valeur est tabulée pour un degré de liberté  $f = N-1$  et  $\alpha = 0,05$  (seuil de signification).

\* Estimation de la limite d'endurance à N cycles et de son écart-type

La détermination expérimentale des caractéristiques mécaniques en fatigue d'un matériau "limite d'endurance, durée de vie" est conditionnée par la dispersion inhérente au phénomène de fatigue. Il est alors nécessaire de mettre en oeuvre des méthodes statistiques qui permettent soit d'estimer la limite d'endurance à N cycles avec son écart-type, soit de tracer la courbe de Wohler moyenne à 50% de chance de rupture [11].

La dispersion observée en fatigue peut avoir plusieurs origines physiques :

a) Internes au matériau :

La nature hétérogène de sa structure (inclusions, précipités,....) et les mécanismes complexes de l'endommagement par fatigue sont à la base du phénomène de dispersion.

b) Dues à la préparation des éprouvettes :

Usinage, chocs superficiels, rugosité, décarburation lors d'un traitement thermique,...

c) Extérieures à l'éprouvette :

Etalonnage des machines d'essais, température.

Lorsqu'il s'agit de déterminer les caractéristiques mécaniques en fatigue d'un matériaux quelconque, il est nécessaire de tenir compte du phénomène de dispersion en mettant en oeuvre des méthodes statistiques.

De nombreuses méthodes sont utilisées pour estimer la valeur de la limite d'endurance pour un nombre de cycles N (généralement  $N = 10^7$  cycles).

Mais la plupart de ces méthodes ne permettent pas de caractériser la dispersion des résultats d'essais à l'aide de l'écart-type. Lorsqu'il s'agit de choisir une méthode d'essais, il importera donc de bien analyser ce que l'on cherche : valeur de la limite d'endurance seule, ou avec la caractérisation. Ce choix conditionnera généralement le nombre minimum de pièces à réaliser et la durée de l'essai.

\* Méthode statistique de l'escalier :

Cette méthode, beaucoup plus simple que la méthode des probits quant au choix des niveaux qui s'effectue automatiquement, est exécutable avec un faible nombre d'essais; toutefois la précision obtenue sur l'écart-type dépend du nombre retenu.

\* Conduite des essais :

Ayant fixé le nombre maximal de cycle N, on définit un pas d'échelonnement des niveaux de contrainte qui doit être de l'ordre de grandeur de l'écart-type S supposé. On essaie successivement les éprouvettes de la façon suivante :

- Le premier essai est effectué à un niveau voisin de la limite de fatigue supposée. Si l'éprouvette rompt, la seconde éprouvette sera essayée au niveau immédiatement inférieur ; si elle ne rompt pas, la seconde éprouvette est essayée au niveau immédiatement supérieur.

Ce processus est ensuite poursuivi jusqu'à épuisement de toutes les éprouvettes disponibles en appliquant la règle :

$$\sigma_{j+1} = \sigma_j \pm d$$

avec  $d$  espacement des niveaux de contrainte,  $+ d$  si l'éprouvette  $j$  est non rompue et  $- d$  si l'éprouvette  $j$  est rompue.

\* Exploitation des résultats :

On détermine le type d'évènement, rupture ou non rupture, qui s'est produit le moins fréquemment. Cela permet d'éliminer une séquence de résultats, tous du même type, due à un choix du premier niveau d'essai trop éloigné de la valeur cherchée. Soit  $n_j$  le nombre d'évènements le moins fréquent à chaque niveau d'essai.

On numérote les niveaux d'essais en attribuant la valeur  $j = 0$  au plus faible de ceux auxquels l'évènement a été observé au moins une fois,  $j$  désignant le niveau d'essai.

L'estimation de médiane  $\hat{\sigma}_D$  est donnée par :

$$\hat{\sigma}_D = \sigma_0 + d \left( \frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right)$$

(+ si le calcul est basé sur les essais à non rupture, - s'il est basé sur les essais à rupture).

et l'estimation de l'écart type  $S$  est donné par :

$$S = 1,62 d \left( \frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right)$$

avec  $S_0$  le plus faible niveau utilisé avec l'événement le moins fréquent.

$d$  : l'espacement des niveaux

$$N = \epsilon n_j \quad , \quad A = \epsilon j n_j \quad , \quad B = \epsilon j^2 \cdot n_j$$

selon les auteurs, Dixon et Mood [6],  $S$  ne peut être calculé que si  $[(NB - A^2) / N^2] > 0,3$

**Exemple :**

de détermination de la limite à la fatigue par la méthode de l'escalier de l'acier 25CD4.  
Essai en flexion rotative (12000 cycles/min) ;  $R_m = 650 \text{ N/mm}^2$ .

\* Tableau I : Méthode de l'escalier appliquée à un acier 25CD4

Contrainte ( $\text{N/mm}^2$ )	Calcul avec 15 premières éprouvettes (8 non rompues, 7 rompues)			
	$j$	$n_j$	$j \cdot n_j$	$j^2 \cdot n_j$
360	1	3	3	3
340	0	0	0	0
320	...	...	...	...
300	...	...	...	...
		$n = 7$	$A = 3$	$B = 3$
Limite de fatigue	$S_0 = 340 \text{ N/mm}^2$ ; $d = 20 \text{ N/mm}^2$ $\sigma_D = 339 \text{ N/mm}^2$			
Ecart-type de la zone d'endurance	$\frac{NB - A^2}{N^2} = 0,24 < 0,3$ donc : calcul impossible			