

50376
1984
16

N° d'ordre : 348

50376
1984
16

THÈSE

présentée à

L'UNIVERSITÉ DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR - INGENIEUR

SPÉCIALITÉ SCIENCES DES MATÉRIAUX

par

Abderrahman CHAIB



ROLE DE TRAITEMENTS DE CARBONITRURATION DES ACIERS DANS L'AMORCAGE ET LA PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE

Soutenue le 4 juillet 1984 devant la Commission d'Examen

MM.	J.	FOCT	Président et Rapporteur
	R.	EL HAIK	Examinateur
	J.P.	HENRY	Examinateur
	J.	LESAGE	Examinateur
	A.	SIMON	Examinateur
	G.	VANDERSCHAEVE	Examinateur



DOYENS HONORAIRES DE L'ANCIENNE FACULTE DES SCIENCES

MM. R. DEFRETIN, H. LEFEBVRE, M. PARREAU.

PROFESSEURS HONORAIRES DES ANCIENNES FACULTES DE DROIT
ET SCIENCES ECONOMIQUES, DES SCIENCES ET DES LETTRES

MM. ARNOULT, Mme BEAUJEU, BONTE, BROCHARD, CHAPPELON, CHAUDRON, CORDONNIER,
CORSIN, DECUYPER, DEHEUVELS, DEHORS, DION, FAUVEL, FLEURY, P. GERMAIN, GLACE,
GONTIER, HEIM DE BALSAC, HOCQUETTE, KAMPE DE FERIET, KOURGANOFF, LAMOTTE,
LASSERRE, LELONG, Mme LELONG, LHOMME, LIEBAERT, MARTINOT-LAGARDE, MAZET,
MICHEL, PEREZ, ROIG, ROSEAU, ROUELLE, SAVARD, SCHILTZ, WATERLOT, WIEMAN,
ZAMANSKI.

PROFESSEUR EMERITE

M. A. LEBRUN.

ANCIENS PRESIDENTS DE L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET
TECHNIQUES DE LILLE

MM. R. DEFRETIN, M. PARREAU, J. LOMBARD, M. MIGEON.

PRESIDENT DE L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNIQUES
DE LILLE

M. J. CORTOIS.

PROFESSEURS - CLASSE EXCEPTIONNELLE

M. CONSTANT Eugène	Electronique
M. FOURET René	Physique du Solide
M. GABILLARD Robert	Electronique
M. MONTREUIL Jean	Biochimie
M. PARREAU Michel	Analyse
M. TRIDOT Gabriel	Chimie appliquée
M. VIVIER Emile	Biologie cellulaire
M. WERTHEIMER Raymond	Physique atomique et moléculaire

PROFESSEURS - 1ère CLASSE

M. BACCHUS Pierre	Astronomie
M. BEAUFILS Jean Pierre	Chimie physique
M. BIAYS Pierre	Géographie
M. BILLARD Jean	Physique du solide
M. BOILLY Bénoni	Biologie

M. BOUCHON Pierre	Algèbre
M. BOURIQUET Robert	Biologie végétale
M. BREZINSKI Claude	Analyse numérique
M. CELET Paul	Géologie générale
M. CHAMLEY Hervé	Géotechnique
M. COEURE Gérard	Analyse
M. CORDONNIER Vincent	Informatique
M. DEBOURSE Jean-Pierre	Gestion des entreprises
M. DYMENT Arthur	Mécanique
M. ESCAIG Bertrand	Physique du solide
M. FAURE Robert	Mécanique
M. FOCT Jacques	Métallurgie
M. GRANELLE Jean-Jacques	Sciences économiques
M. GRUSON Laurent	Algèbre
M. GUILLAUME Jean	Microbiologie
M. HECTOR Joseph	Géométrie
M. LABLACHE COMBIER Alain	Chimie organique
M. LACOSTE Louis	Biologie végétale
M. LAVEINE Jean-Pierre	Paléontologie
M. LEHMANN Daniel	Géométrie
Mme LENOBLE Jacqueline	Physique atomique et moléculaire
M. LHOMME Jean	Chimie organique biologique
M. LOMBARD Jacques	Sociologie
M. LOUCHEUX Claude	Chimie physique
M. LUCQUIN Michel	Chimie physique
M. MAILLET Pierre	Sciences économiques
M. PAQUET Jacques	Géologie générale
M. POUZET Pierre	Analyse numérique
M. PROUVOST Jean	Minéralogie
M. ROUSSEAU Jean-Paul	Physiologie animale
M. SALMER Georges	Electronique
M. SEGUIER Guy	Electrotechnique
M. STANKIEWICZ François	Sciences économiques
M. TILLIEU Jacques	Physique théorique
M. VIDAL Pierre	Automatique
M. ZEYTOUNIAN Radyadour	Mécanique

PROFESSEURS - 2ème classe

M. AL FAKIR Sabah	Algèbre
M. ALLAMANDO Etienne	Electronique et électrotechnique
M. ANCIAN Bernard	Spectrochimie
M. ANTOINE Philippe	Analyse
M. BART André	Biologie animale
Mme BATTIAU Yvonne	Géographie
M. BEGUIN Paul	Mécanique
M. BELLET Jean	Physique atomique et moléculaire
M. BERZIN Robert	Analyse
M. BKOUCHE Rudolphe	Algèbre
M. BODARD Marcel	Biologie végétale
M. BOIVIN Jean-Claude	Chimie minérale
M. BONNELLE Jean-Pierre	Catalyse
M. BOSCOQ Denis	Probabilités
M. BOUQUELET Stéphane	Biochimie structurale
M. BRASSELET Jean-Paul	Géométrie et topologie

M. BRIDOUX Michel	Chimie physique
M. BRUYELLE Pierre	Géographie
M. CAPURON Alfred	Biologie animale
M. CARREZ Christian	Informatique
M. CHAPOTON Alain	Electronique
M. COQUERY Jean-Marie	Psychophysiologie
Mme CORSIN Paule	Paléontologie
M. CORTOIS Jean	Physique nucléaire et corpusculaire
M. COUTURIER Daniel	Chimie organique
M. CRAMPON Norbert	Hydrogéologie et environnement
M. CROSNIER Yves	Electronique
Mlle DACHARRY Monique	Géographie
M. DAUCHET Max	Informatique
M. DEBRABANT Pierre	Géologie appliquée
M. DEGAUQUE Pierre	Electronique
M. DELORME Pierre	Physiologie animale
M. DE MASSON D'AUTUME Antoine	Sciences économiques
M. DEMUNTER Paul	Sociologie
M. DENEL JACQUES	Informatique
M. DE PARIS Jean-Claude	Analyse
M. DEPREZ Gilbert	Physique du solide et cristallographie
M. DERIEUX Jean-Claude	Microbiologie
Mlle DESSAUX Odile	Spectroscopie de la réactivité chimique
M. DEVRAINNE Pierre	Chimie minérale
M. DHAINAUT André	Biologie animale
Mme DHAINAUT Nicole	Biologie animale
M. DORMARD Serge	Sciences économiques
M. DOUKHAN Jean-Claude	Physique du solide
M. DUBOIS Henri	Spectroscopie hertzienne
M. DUBRULLE Alain	Spectroscopie hertzienne
M. DUBUS Jean-Paul	Spectrométrie des solides
M. DUPONT Christophe	Vie de la firme (I.P.A.)
Mme EVRARD Micheline	Chimie appliquée
M. FONTAINE Hubert	Dynamique des cristaux
M. FOUQUART Yves	Optique atmosphérique
M. FOURNET Bernard	Biochimie structurale
M. FRONTIER Serge	Ecologie numérique
M. GAMBLIN André	Géographie urbaine, industrielle et démographie
M. GLORIEUX Pierre	Physique moléculaire et rayonnements atmosphériques
M. GOBLOT Rémi	Algèbre
M. GOSSELIN Gabriel	Sociologie
M. GOUDMAND Pierre	Chimie Physique
M. GREMY Jean-Paul	Sociologie
M. GREVET Patrick	Sciences économiques
M. GUILBAULT Pierre	Physiologie animale
M. HENRY Jean-Pierre	Génie mécanique
M. HERMAN Maurice	Physique spatiale
M. HOUDART René	Physique atomique et moléculaire
M. JACOB Gérard	Informatique
M. JACOB Pierre	Probabilités et statistiques
M. JACQUILLAT Bertrand	Gestion
M. JEAN Raymond	Biologie des populations végétales
M. JOFFRE Patrick	Vie de la firme (I.P.A.)
M. JOURNAL Gérard	Spectroscopie hertzienne
M. KREMBEL Jean	Biochimie
M. LANGRAND Claude	Probabilités et statistiques

Mme LECLERCQ Ginette	Catalyse
M. LEFEVRE Christian	Pétrologie
Mlle LEGRAND Denise	Algèbre
Mlle LEGRAND Solange	Algèbre
Mme LEHMANN Josiane	Analyse
M. LEMAIRE Jean	Spectroscopie hertzienne
M. LE MAROIS Henri	Vie de la firme (I.P.A.)
M. LEROY Jean Marie	Chimie appliquée
M. LEROY Yves	Electronique, électrotechnique, automatique
M. LESENNE Jacques	Electrotechnique
M. LHENAFF René	Géographie
M. LOCQUENEUX Robert	Physique théorique
M. LOSFELD Joseph	Informatique
M. LOUAGE Francis	Electronique
M. MACKE Bruno	Physique moléculaire et rayonnements atmosphériques
M. MAHIEU Jean-Marie	Physique atomique et moléculaire
M. MAIZIERES Christian	Automatique
M. MESMACQUE Gérard	Génie mécanique
M. MESSELYN Jean	Physique atomique et moléculaire
M. MESSERLIN Patrick	Sciences économiques
M. MIGNOT Fulbert	Analyse numérique
M. MONTEL Marc	Physique du solide
M. MONTUELLE Bernard	Biologie et biochimie appliquées
Mme MOUNIER Yvonne	Physiologie des structures contractiles
Mme N'GUYEN VAN CHI Régine	Géographie
M. NICOLE Jacques	Chimie analytique
M. NOTELET Francis	Electronique, électrotechnique, automatique
M. PARSY Fernand	Mécanique
M. PASZKOWSKI Stéphan	Analyse numérique
Mlle PAUPARDIN Colette	Biologie physiologie végétales
M. PECQUE Marcel	Chimie organique
M. PERROT Pierre	Chimie appliquée
M. PERTUZON Emile	Physiologie animale
M. PETIT Francis	Chimie organique, minérale et analytique
M. PONSOLLE Louis	Chimie physique
M. PORCHET Maurice	Biologie animale
M. POVY Lucien	Automatique
M. RACZY Ladislas	Electronique
M. RAOULT Jean-François	Géologie structurale
M. RICHARD Alain	Biologie animale
M. RIETSCH François	Physique des polymères
M. ROGALSKI Marc	Analyse
M. ROY Jean-Claude	Psychophysiologie
M. SCHAMPS Joël	Spectroscopie moléculaire
Mme SCHWARZBACH Yvette	Géométrie
M. SIMON Michel	Sociologie
M. SLIWA Henri	Chimie organique
M. SOMME Jean	Géographie
Mlle SPIK Geneviève	Biochimie
M. STERBOUL François	Informatique
M. TAILLIEZ Roger	Génie alimentaire
M. THERY Pierre	Electronique, électrotechnique, automatique
M. TOULOTTE Jean-Marc	Automatique
M. TURREL Georges	Spectrochimie infrarouge et Raman
M. VANDORPE Bernard	Chimie minérale
M. VAST Pierre	Chimie Inorganique
M. VERBERT André	Biochimie
M. VERNET Philippe	Génétique
M. VILETTE Michel	Résistance des matériaux

M. WALLART Francis	Spectrochimie infrarouge et Raman
M. WARTEL Michel	Chimie inorganique
M. WATERLOT Michel	Géologie générale
M. WERNER Georges	Informatique fondamentale appliquée
M. WOSNIAK Michel	Hydrométallurgie
Mme ZINN Justin Nicole	Algèbre

Pour une part ce travail nous a été suggéré par la Régie Nationale des Usines RENAULT, en particulier dans le but d'étudier le comportement de pièces carbonitrurées réalisées avec des aciers de nuances dépourvues de molybdène. Pour l'intérêt qu'ils ont porté à nos travaux, nous remercions très vivement Monsieur WYSS, Directeur honoraire des Laboratoires de la R.N.U.R. et Monsieur EL HAIK, Directeur des Laboratoires de cette Société qui a accepté de participer à notre Jury de thèse.

Je remercie infiniment Monsieur le Professeur FOCT qui m'a accueilli au Laboratoire de Métallurgie Physique de l'Université de Lille I et qui m'a dirigé dans mon étude expérimentale et dans la compréhension des résultats.

Monsieur HENRY et Monsieur VANDERSCHAEVE respectivement spécialistes de mécanique des solides et de microscopie électronique ont accepté d'examiner mon mémoire et je les en remercie très sincèrement.

Par leurs écrits sur la métallurgie des couches carbonitrurées, Monsieur SIMON et ses collègues du Laboratoire de Métallurgie de l'Ecole des Mines de Nancy m'ont aidé dans la compréhension des résultats obtenus et je remercie Monsieur SIMON d'avoir bien voulu participer à mon Jury.

Jackie LESAGE m'a beaucoup aidé dans la réalisation de cette étude et c'est avec plaisir que je lui exprime ma reconnaissance.

Je dois beaucoup également à tous les chercheurs du Laboratoire de Métallurgie qui m'ont initié à différentes techniques de la recherche. Je pense, en particulier, à l'aide que m'a apportée Madame S. DEGALLAIX dans la réalisation des microfractographies par microscopie électronique à balayage et aux discussions scientifiques que j'ai eues avec A. IOST.

Mademoiselle OLIVIER a avec sa gentillesse et son efficacité habituelles réalisé la mise en page et la dactylographie de mon mémoire, je lui dis ici toute ma reconnaissance.

La collaboration que nous avons eue avec la Société des Transmissions Automatiques de Ruitz, en particulier avec M. RAVAUD s'est révélée très fructueuse.

Sans l'appui de Monsieur DESJARDINS, Chef du Département Génie Mécanique de l'IUT et de Monsieur MESMACQUE, Professeur à l'IUT, nos travaux expérimentaux auraient été gravement compromis et nous les remercions vivement.

S O M M A I R E

	Page
INTRODUCTION	3
Bibliographie	5
CHAPITRE I : <u>PHENOMENE DE FISSURATION PAR FATIGUE</u>	
I. Les trois stades de la fissuration par fatigue	9
I.1. Stade I	9
I.2. Stade II	11
I.3. Stade III	12
II. Zones plastifiées en fond de fissure de fatigue	12
III. Autres expressions de la vitesse de fissuration	14
IV. Amorçage des fissures de fatigue	18
IV.1. Définition	18
IV.2. Aspect structural	18
IV.3. Aspect pratique	20
IV.3.1. Champ de contraintes au voisinage d'une entaille	20
IV.3.2. Apparition d'une fissure à fond d'une entaille	21
IV.3.3. Méthode fondée sur le coefficient de NEUBER	24
IV.3.4. Méthode fondée sur l'amplitude de la déformation	25
IV.3.5. Méthode fondée sur le facteur d'intensité de contrainte	26
V. Rupture finale et durée de vie	26
VI. Mesure des longueurs de fissure	28
VI.1. Méthode optique	29
VI.2. Méthode des filaments brisés (ou Jauges de fissuration)	29
VI.3. Méthode du Potentiel	30
VI.4. Méthode fondée sur ultra-sons	30
VI.5. Méthode fondée sur courants de Foucault	30
VI.6. Méthode par émission acoustique	30
VII. Conclusion	32
Bibliographie	33

CHAPITRE II : METHODES EXPERIMENTALES

I. Machines d'essais	39
II. Sollicitations	39
III. Eprouvettes	41
IV. Traitements de carbonituration	43
V. Domaine de variation de ΔK et vitesse de fissuration	44
Bibliographie	47

CHAPITRE III : RESULTATS EXPERIMENTAUX

I. Matériaux utilisés - Traitements thermiques	51
I.1. Les matériaux	51
I.2. Traitements thermiques	52
II. Résultats des essais	56
II.1. Microdureté	56
II.2. Essais de fatigue	56
II.3. Mesure des teneurs en carbone et azote des couches	63
III. Analyse métallographique	65
III.1. Microdureté - Micrographie	65
III.2. Fractographie	67
III.3. Analyse aux rayons X	72
Bibliographie	75

CHAPITRE IV : INFLUENCE DES PARAMETRES METALLURGIQUES SUR LA DUREE DE VIE DES PIECES CARBONITRUREES DISCUSSION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

IV.1. Rupture finale	79
IV.2. Propagation	82
IV.3. Amorçage	91

IV.3.1. Relation entre la durée de vie à l'amorçage et la durée de vie totale	94
IV.3.2. Influence de l'austénite résiduelle	94
IV.3.3. Influence de la microdureté	97
IV.3.4. Influence des contraintes résiduelles	99
Conclusion	103
Bibliographie	105
CONCLUSIONS	109
<u>ANNEXE</u>	115

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

On sait que le durcissement superficiel de pièces mécaniques obtenu par trempe, traitement physicochimique ou mécanique (grenaillage) améliore la tenue en fatigue. De nombreuses études ont été consacrées à cette amélioration essentiellement en étudiant l'augmentation du nombre de cycles à rupture. Citons par exemple les travaux de DIESBURG et ELDIS en 1978 [réf.1], de BELL et THOMAS en 1979 [réf.2], de LUKAS et KLESNIL en 1980 [réf.3] à l'étranger, et en France de nombreuses études réalisées par la Régie RENAULT, PEUGEOT, le CETIM...

Il nous est apparu que la plupart de ces travaux étaient seulement consacrés à la détermination de la durée de vie et de la limite d'endurance sans toutefois distinguer l'influence des traitements sur l'amorçage et sur la propagation des fissures.

Notre objectif est de séparer le rôle des paramètres géométriques mécaniques et métallurgiques sur l'amorçage et la propagation.

Le premier chapitre de ce mémoire est consacré à des rappels bibliographiques sur les phénomènes de fissuration par fatigue, les techniques courantes de suivi de fissure et les méthodes classiques de détermination de l'amorçage.

Les méthodes expérimentales utilisées seront exposées dans un article actuellement en préparation [réf.4], et ceci nous a conduit à limiter au maximum le traditionnel chapitre sur l'instrumentation (II).

Dans le chapitre III nous rassemblons les résultats expérimentaux obtenus qui seront discutés au cours de la quatrième partie de ce mémoire en distinguant le rôle des différents paramètres sur la rupture ultime, la fissuration et l'amorçage.

BIBLIOGRAPHIE : INTRODUCTION

- |1| D.E. DIESBURG et G.T. ELDIS
Fracture Resistance of Various Carburized Steels
Met. Trans. A, 9A, 1561 (1978).
- |2| T. BELL and D.H. THOMAS
Cyclic stressing of gas nitrocarburized low Carbon Steel
Met. Trans. A, 10 A, 79 (1979).
- |3| M. KLESNIL et P. LUKAS
Fatigue of Metallic Materials, ELSEVIER, 1980.
- |4| A. CHAIB, J. LESAGE et J. FOCT
Détermination expérimentale des nombres de cycle d'amorçage
et de fissuration (à paraître).

CHAPITRE I

PHENOMENE DE FISSURATION PAR FATIGUE

De nombreux articles sont consacrés à l'étude de la fissuration par fatigue, nous nous appuierons dans ce chapitre sur les ouvrages suivants [réf.1, 2, 3, 4].

I - LES TROIS STADES DE LA FISSURATION PAR FATIGUE

Généralement, le comportement de la croissance des fissures de fatigue dans les métaux, a dans une représentation bilogarithmique l'allure de la courbe schématisée sur la figure I.1, où la vitesse de fissuration (da/dN) est décrite comme une fonction de l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contraintes $\Delta K (= K_{max} - K_{min}$ si $K_{min} > 0$, $= K_{max}$ autrement).

Le comportement de la vitesse de fissuration est fréquemment décrit comme étant composé de trois stades :

I.1. Stade I

La propagation est très lente ($da/dN > 10^{-5}$ mm/cycle) à partir du seuil de non fissuration ΔK_{th} , seuil en-dessous duquel on n'observe pas de propagation de la fissure quelle que soit la longueur de celle-ci.

Des résultats expérimentaux sur le seuil de non fissuration qui sont effectués sur différentes variétés d'aciers (martensitiques, ferritiques, perlitiques, austénitiques) soumis à des rapports de charge R différents montrent que ΔK_{th} est de la forme [réf.5] :

$$\Delta K_{th} = 5,823(1 - 0,85 R) \quad \text{pour } R > 0,1$$

$$\Delta K_{th} = 5 \quad \text{pour } R < 0,1$$

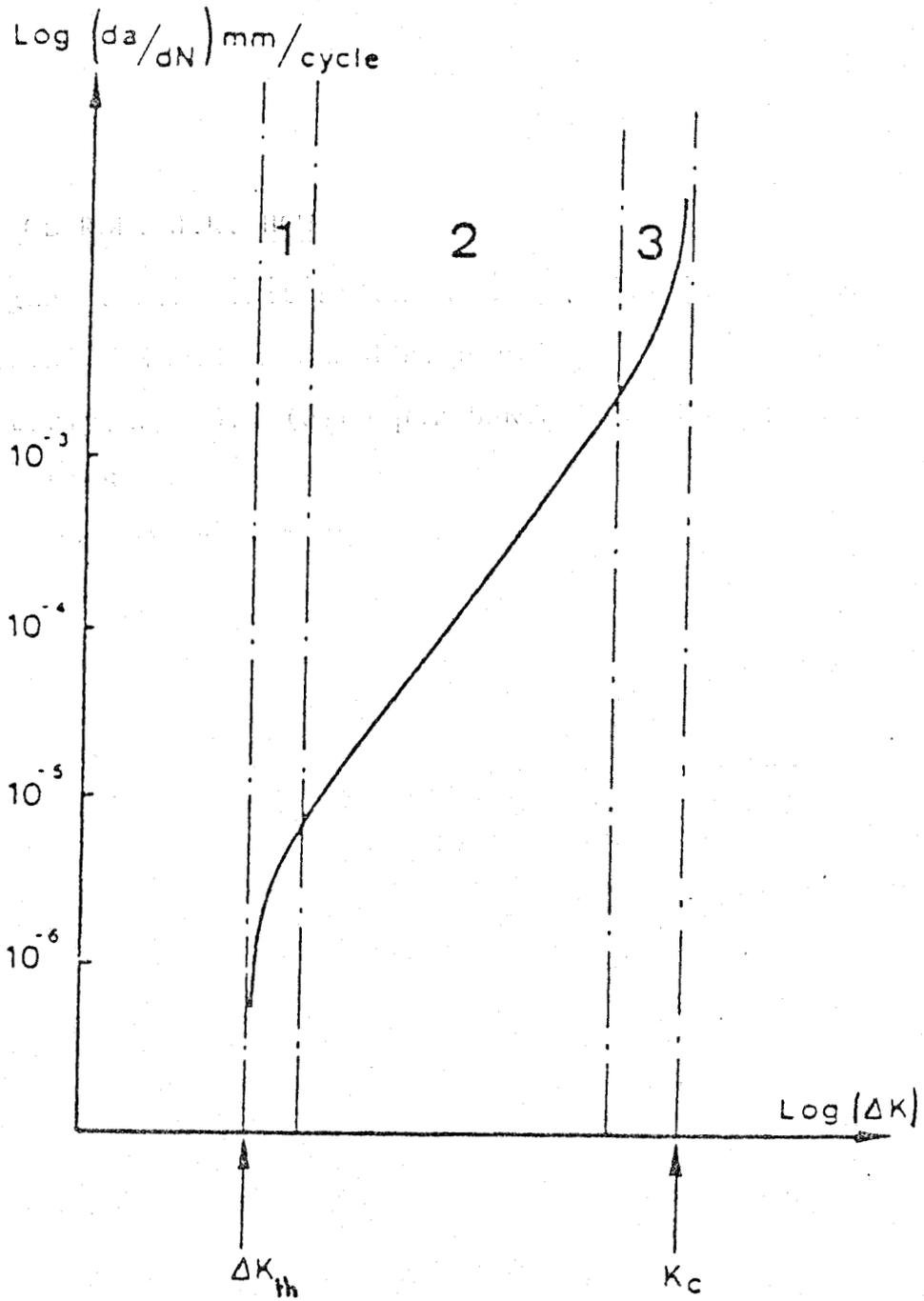


Figure I.1

Représentation schématique de la vitesse de propagation d'une fissure da/dN en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte K
Les trois stades de la fissuration par fatigue

$$\text{avec } R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{F_{\min}}{F_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}}$$

unités : ΔK_{th} en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Cette relation empirique (pour $R > 0,1$) indique que le seuil de fissuration est une fonction du rapport de charge R (un accroissement du rapport R entraîne une diminution de ΔK_{th}), et ne dépend pratiquement pas de la composition chimique et des autres caractéristiques mécaniques des matériaux étudiés.

I.2. Stade II

de propagation lente de la fissure au delà du seuil. C'est le domaine qui est le plus étudié et qui est représenté souvent par une expression de la forme :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \text{ appelée relation de PARIS}$$

où : a : longueur de fissure en mm

N : nombre de cycles

ΔK : amplitude de la variation du facteur d'intensités
de contraintes en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

La transition entre le stade I et le stade II est décrite de la manière suivante : lors de la propagation de la fissure dans le stade I, celle-ci reste dans son plan initial jusqu'à une certaine profondeur qui dépend surtout de la dimension des grains, au franchissement des joints il y a changement de direction, les fissures quittent le plan de la scission maximale pour le plan de la contrainte normale de tension

maximale. Ceci est la conséquence du changement de régime des contraintes car avec la croissance de la fissure de la surface vers le centre le rapport σ/τ (où σ est la contrainte normale et τ la contrainte de cisaillement) diminue puisque l'on passe d'un état plan de contrainte à un état plan de déformation.

I.3. Stade III

de propagation rapide qui conduit à la rupture brutale. Celle-ci se produit pour une valeur du facteur d'intensité de contraintes maximale, voisine de la valeur critique du facteur d'intensité K_{IC} .

Si les dimensions de l'éprouvette et les conditions de sollicitation sont telles que l'essai se poursuive jusqu'à la rupture finale dans un état de déformation plane, cette troisième partie de la courbe n'existe pas ou du moins est très réduite.

II - ZONES PLASTIFIEES EN FOND DE FISSURE DE FATIGUE

Dans le cas d'un chargement monotone, il y a formation d'une zone plastifiée en tête de fissure de forme circulaire (voir Modèle d'IRWIN - Annexe I).

Par contre, dans le cas d'un chargement cyclique, l'existence d'une charge et d'une décharge induit deux zones plastifiées selon le mécanisme suivant (fig.I.2) :

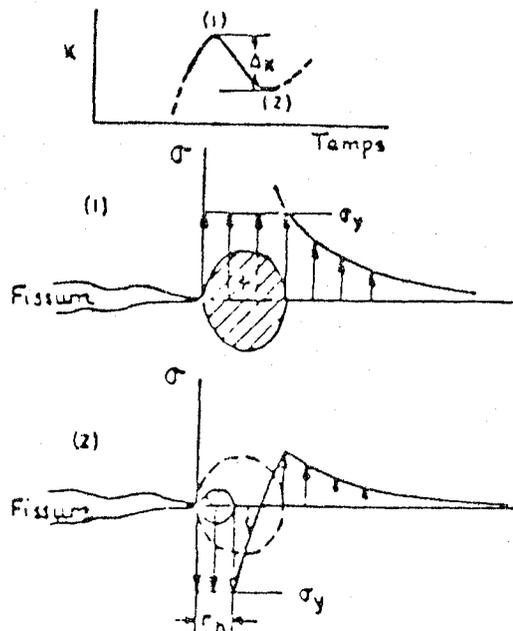


Figure 1.2

Dimensions des zones plastiques successives
à l'extrémité d'une fissure de fatigue

Lors de la charge (position 1), il y a développement d'une première zone plastifiée appelée monotone ou périphérique. Celle-ci est analogue à celle prévue par le modèle d'IRWIN et qui a pour rayon :

$$r_m = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_e} \right)^2$$

où : K_{\max} : valeur maximale du facteur d'intensité de contrainte

σ_e : limite élastique

- lors de la décharge (position 2), d'après RICE [réf.6] il y a formation d'une deuxième zone plastifiée appelée cyclique ou centrale à l'intérieur de la zone précédente et dont le rayon est donné par la formule :

$$r_c = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_e} \right)^2$$

où : ΔK : amplitude de la variation du facteur d'intensité de contrainte

σ_e : limite élastique

On voit que cette zone est plus petite que celle formée à la suite d'une sollicitation monotone, le rapport r_m/r_c est égal à 4 dans le cas d'un chargement alterné symétrique.

Ces deux zones ont été mises en évidence par C.BATHIAS [réf.7] par mesure de microdureté. Dans le cas des expériences réalisées ici avec les aciers utilisés (27 MC5)

$$\left. \begin{array}{l} r_m \text{ est de l'ordre de } 0,568 \text{ mm} \\ r_c \text{ est de l'ordre de } 0,115 \text{ mm} \end{array} \right\} \frac{r_m}{r_c} = 4.93$$

car $\sigma_e \sim 1320 \text{ MPa}$, $K_{\max} \sim 78,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $\overline{\Delta K} \sim 71,01 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$
(calcul effectué pour une longueur de fissure de fatigue de 2 mm, avec des charges de $560 \pm 450 \text{ daN}$).

III - AUTRES EXPRESSIONS DE LA VITESSE DE FISSURATION DANS LE STADE II

A partir de la relation de PARIS $da/dN = C(\Delta K)^m$, on peut observer que celle-ci ne tient pas compte ni des paramè-

tres intrinsèques tels que le module d'Young E , le coefficient d'érouissage n , la limite d'élasticité σ_e , l'état du matériau; ni des paramètres extrinsèques tels que fréquence de l'essai, environnement, dimensions de l'éprouvette, rapport des contraintes R , ou éventuellement d'autres facteurs tels que le seuil de non fissuration ΔK_{th} ou le facteur critique d'intensité de contraintes.

Ces observations ont poussé de nombreux auteurs à proposer différentes expressions qui font apparaître ces facteurs. D'où l'existence dans la littérature d'une compilation abondante d'expressions de la vitesse de fissuration selon qu'elles tiennent compte de l'un ou des facteurs ci-dessus [réf. 8, 9, 10].

Il semble que chacune de ces expressions ne décrive le comportement en fatigue que dans une gamme restreinte de matériaux. Ce ne sont en fait que des relations empiriques établies à la suite d'essais sur certains types de métaux ou d'alliages et dans des conditions très précises de chargement. Elles ne sont donc en général pas extrapolables à d'autres matériaux ou d'autres types de sollicitation.

Il existe aussi des modèles théoriques qui font souvent intervenir des paramètres non disponibles en pratique parce que rarement mesurés ou difficiles à mesurer, et l'exploitation de tels modèles passe donc par des approximations sur les paramètres utilisés.

A titre de comparaison, Mc CARTNEY et COOPER [réf.11] ont proposé une méthode de mesure de la précision des modèles proposés. Ils testent ainsi cinq relations (PARIS, FORMAN, PEARSON, NICHOLSON, Mc CARTNEY) avec quatre aciers différents et montrent que pour les aciers étudiés la plus acceptable est celle de PARIS.

Le rayon de la zone plastifiée est un paramètre qui revêt une importance particulière vis-à-vis de la vitesse de fissuration. Ce paramètre est en effet proportionnel au COD "Crack opening displacement" ou écartement à fond de fissure, en liant le COD à la fissuration par fatigue on construit un modèle dit du COD dont voici le principe :

Mc CLINTOCK et PELLOUX [réf. 12, 13], en partant de l'hypothèse que l'avancée de fissure par cycle se fait par glissement sur des plans disposés à 45° de part et d'autre de la fissure, suggèrent que la vitesse de fissuration da/dN est égale à la moitié du COD :

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{2} \cdot \text{COD}$$

L'écartement à fond de fissure "COD" a été calculé en contrainte plane par BURDEKIN et STONE [Réf. 14]

$$\text{COD} = \frac{8 \sigma_e a}{\pi E} \text{Log} \left| \frac{1}{\cos \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_e}} \right|$$

avec : a : longueur de la fissure
 σ_e : limite élastique
 σ : contrainte appliquée perpendiculairement au plan de la fissure
E : module d'Young

Par approximation on peut écrire :

$$\begin{aligned} \text{COD} &= \frac{8 \sigma_e a}{\pi E} \text{Log} \left| \frac{1}{1 - \frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_e} \right)^2} \right| = \frac{8 \sigma_e a}{\pi E} \text{Log} \left| 1 + \frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_e} \right)^2 \right| \\ &= \frac{8 \sigma_e a}{\pi E} \left(\frac{\pi^2 \sigma^2}{8 \sigma_e^2} \right) = \frac{a \pi \sigma^2}{E \sigma_e} \end{aligned}$$

En introduisant $K^2 = \sigma^2 \pi a$

$$\rightarrow \text{COD} = \frac{K^2}{E \sigma_e}$$

Le rayon de la zone plastifiée en tête de fissure dans le cas d'un chargement monotone est :

$$r_m = \frac{K^2}{2 \pi \sigma_e^2}$$

$$\text{d'où : } \text{COD} = 2 \pi \frac{\sigma_e}{E} \cdot r_m$$

L'écartement à fond de fissure COD est donc proportionnel au produit du rayon de la zone plastifiée r_m par la déformation élastique σ_e/E .

Dans le cas d'un chargement cyclique, le rayon de la zone plastifiée est :

$$r_c = \frac{(\Delta K)^2}{2 \pi (2 \sigma_e)^2}$$

$$\text{et le COD} = \frac{\Delta K^2}{4E\sigma_e}$$

Compte tenu de la première hypothèse, c'est-à-dire :

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{2} \text{ COD}$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{8} \frac{(\Delta K)^2}{E \sigma_e}$$

Cette relation peut s'écrire différemment pour faire apparaître la dimension de la zone plastifiée

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{8} \frac{(\Delta K)^2}{\sigma_e^2} \cdot \frac{\sigma_e}{E} = \pi \cdot r_c \cdot \frac{\sigma_e}{E}$$

Ainsi, la vitesse de fissuration en sollicitation cyclique est proportionnelle à la dimension de la zone plastifiée en tête de fissure.

IV - AMORCAGE DES FISSURES DE FATIGUE

IV.1. Définition

La définition de l'amorçage peut être très différente suivant que l'on s'intéresse au point de vue mécanique ou métallurgique. Le nombre de cycles à l'amorçage "Na" est souvent défini par le nombre de cycles nécessaire pour créer une fissure d'une longueur "a" physiquement mesurable, typiquement 0,1 mm. Cette dimension correspond à une taille de défaut comparable à la taille du grain de nombreux aciers.

IV.2. Aspect structural

Au cours d'un essai de fatigue, peut apparaître à la surface d'une éprouvette une structure de bandes à l'inté-

rieur des grains, dites "bandes persistantes de glissement". Elles constituent des sites préférentiels d'amorçage des fissures. Le mécanisme semble être lié à la formation d'intrusions et extrusions qui permettent une forte concentration de contrainte propice à l'amorçage des fissures.

Ce mécanisme n'est pas le seul, des microfissures peuvent prendre naissance au voisinage des irrégularités de surface engendrées par les bandes de glissement.

L'amorçage des fissures de fatigue sur des surfaces de qualité industrielle ne répond pas toujours aux mécanismes décrits ci-dessus. L'existence inévitable de défauts tels que stries d'usinage ou inclusions provoquent des concentrations locales de contraintes conduisant à la formation de microfissures.

Les sillons d'usinage sont en quelque sorte des microfissures qui donnent initialement des perturbations de la surface plus accentuées que celles provoquées par les bandes de glissement. Surtout la présence d'inclusions au voisinage de la surface conduit à une concentration locale de la contrainte très élevée qui peut conduire à la rupture rapide de la couche de métal entre l'inclusion et la surface formant une microfissure particulièrement dangereuse.

L'amorçage des fissures de fatigue au voisinage d'inclusions dépend essentiellement de plusieurs facteurs tels que leur quantité, leur taille, leur nature, leur répartition, leur forme par rapport à la direction des efforts ainsi que la cohérence de l'interface matrice - inclusion.

IV.3. Aspect pratique

Surtout quand il s'agit de matériaux très fragiles, le stade d'amorçage peut occuper jusqu'à 90 % de la durée de vie, d'où la nécessité de la prévision de ce dernier. En pratique on cherche à relier le nombre de cycles nécessaire à un amorçage macroscopique aux conditions d'emploi (charges appliquées, géométrie de la pièce), pour pouvoir calculer le nombre total de cycles à rupture.

Le nombre de cycles nécessaire à l'amorçage d'une fissure de fatigue dépend essentiellement de l'acuité du défaut sur lequel elle prend naissance. Une meilleure simulation des effets des concentrations de contraintes au voisinage d'un défaut conduisant à un amorçage est obtenue en essayant des éprouvettes entaillées du type de celles utilisées en mécanique de la rupture sous charge imposée.

Nous allons examiner les différents paramètres qui doivent être pris en compte lorsque l'on veut déterminer les conditions d'amorçage en nous inspirant de l'article de revue publié par RABBE [réf.15].

IV.3.1. Champ de contraintes au voisinage d'une entaille

Utilisant les coordonnées de la figure I.3, le champ de contraintes au voisinage d'une entaille de rayon ρ , est donné par les formules suivantes [réf.16] :

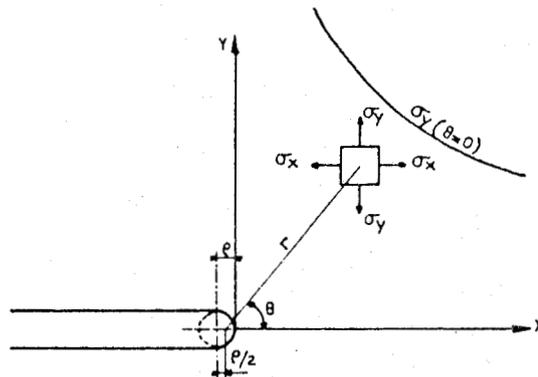


Figure I.3
Champ de contraintes au voisinage d'une entaille de rayon ρ

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}) - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} (1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}) + \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \sin \frac{3\theta}{2}\end{aligned}$$

Dans les formules ci-dessus, K_I est le facteur d'intensité de contrainte calculé en prenant pour longueur de fissure la longueur de l'entaille mécanique.

IV.3.2. Apparition d'une fissure à fond d'une entaille

Pour étudier les conditions d'amorçage sous chargement monotone en milieu corrosif et en fatigue les auteurs [réf.17] prennent en considération la valeur maximale de la contrainte σ_{\max} en fond d'entaille :

$$\sigma_{\max} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{K_I}{\sqrt{\rho}} \right)$$

et

$$\Delta\sigma_{\max} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{\Delta K_I}{\sqrt{\rho}} \right)$$

Ainsi, il apparaît que les paramètres $(K_I/\sqrt{\rho})$ et $(\Delta K_I/\sqrt{\rho})$ respectivement en chargement monotone et cyclique permettent de décrire l'amorçage. En dessous de valeurs limites de ces deux paramètres notées $(K_I/\sqrt{\rho})_{th}$ et $(\Delta K_I/\sqrt{\rho})_{th}$ ne s'amorce aucune fissure.

En chargement monotone, la figure 1.4 d'après CLARK cité par SANZ [réf.18] illustre le fait que $\sigma_{\max} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{K_I}{\sqrt{\rho}} \right)$ décrit bien les conditions de l'amorçage, puisque l'on observe bien une courbe indépendante du type d'éprouvette pour la relation entre σ_{\max} et $\sqrt{\rho}$.

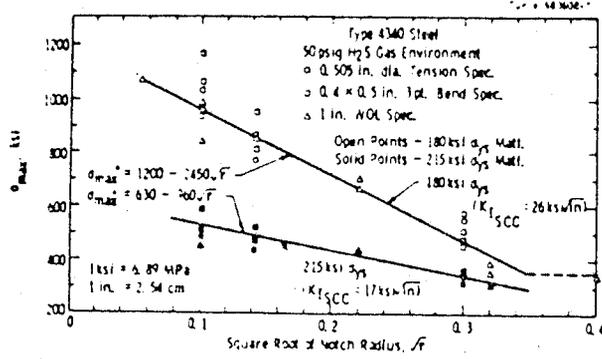


Figure I.4
Variation de la contrainte σ_{max} à l'amorçage en fonction
du rayon à fond d'entaille (d'après [20])

En chargement cyclique, la figure I.5 d'après BARSOM et Mc NICOL [réf.19] montre que le paramètre $(\Delta K_I/\sqrt{\rho})$ décrit bien le stade d'amorçage et qu'il est possible de mettre en évidence le seuil de non amorçage $(\Delta K_I/\sqrt{\rho})_{th}$.

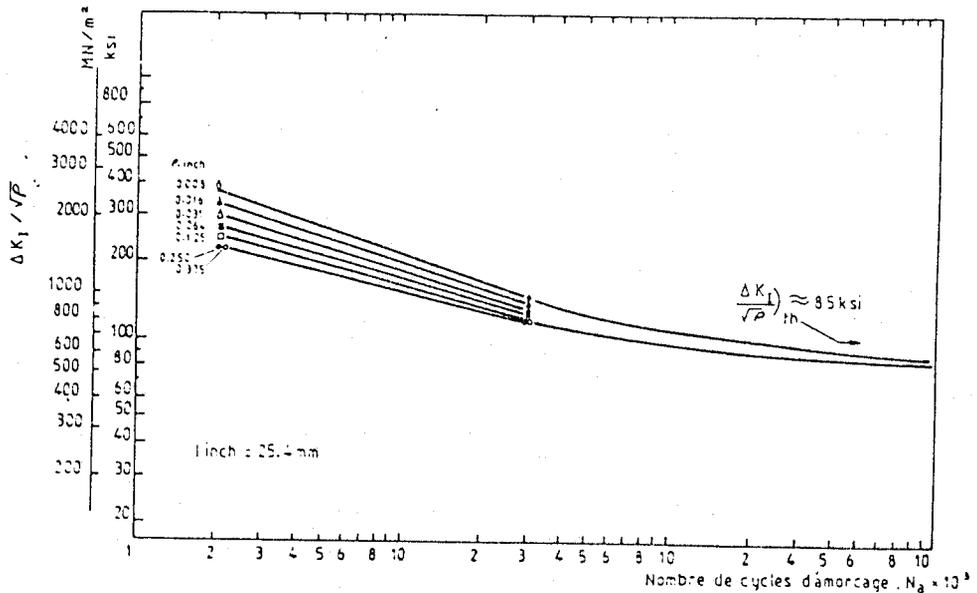


Figure I.5
Corrélation entre le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage d'une fissure
de fatigue et le rapport $\Delta K_I/\sqrt{\rho}$ (Acier HY 130) (d'après [19])



On peut remarquer sur cette courbe que la précision est d'autant meilleure que le nombre de cycles est important. Ceci s'explique par le fait que $(\Delta K_I/\sqrt{\rho})$ est un paramètre élastique, et il est tout à fait normal qu'il ne puisse pas s'appliquer de manière satisfaisante aux faibles nombres de cycles c'est-à-dire à des fortes déformations plastiques.

Différents auteurs ont établi des corrélations entre le seuil de non amorçage $(\Delta K_I/\sqrt{\rho})_{th}$ et les caractéristiques mécaniques des matériaux.

$$\left(\frac{\Delta K_I}{\sqrt{\rho}}\right)_{th} = 0.9 \sigma_T \quad \text{pour } 480 \text{ MPa} \leq \sigma_T \leq 1085 \text{ MPa}$$

$$\left(\frac{\Delta K_I}{\sqrt{\rho}}\right)_{th} = 9.5 \sigma_e \quad \text{pour } 276 \text{ MPa} \leq \sigma_e \leq 965 \text{ MPa}$$

$$\left(\frac{\Delta K_I}{\sqrt{\rho}}\right)_{th} = \frac{206.9}{\sqrt{n}} \quad \text{pour } \sigma_e \leq 965 \text{ MPa}$$

dans ces relations :

σ_T : résistance à la traction en MPa

σ_e : limite d'élasticité en MPa

n : coefficient d'écrouissage

ρ : rayon à fond d'entaille en m

ΔK : amplitude du facteur d'intensité
de contrainte en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Ces relations sont purement empiriques et ne sont valables que pour des aciers martensitiques ou à ferrite-perlite mais pas pour des aciers austénitiques [réf. 5, 19, 20, 21].

En résumé, l'analyse de l'amorçage par ces deux paramètres permet de prédire les conditions d'appariation de fissures à partir de défauts macroscopiques mais ne permet pas une évaluation du nombre de cycles nécessaires à l'amorçage. Ce dernier dépend du mécanisme mis en jeu, de la taille du défaut et de la définition qui lui a été donnée.

Pour son évaluation il existe trois méthodes classiques fondées sur :

- le coefficient de NEUBER
- l'amplitude locale de déformation
- le facteur d'intensité de contraintes.

IV.3.3. Méthode fondée sur le coefficient de NEUBER [réf.22, 23]

Pour des rayons à fond d'entaille variant de 0,02 à 2,5 mm relatifs à des éprouvettes en acier doux au carbone manganèse, le nombre de cycles nécessaire à l'amorçage d'une fissure de longueur 0,1 mm est fourni par la relation suivante fig.I.6 :

$$\text{Log } K_N = 1,2969 - 0,1602 \text{ Log } N_a$$

dans laquelle K_N est le coefficient de NEUBER donné par la relation :

$$K_N = 1 + \frac{K_T - 1}{1 + \sqrt{\rho}/\rho}$$

$K_T = \sigma_{\max}/\sigma_{\min}$ est le coefficient de concentration de contrainte statique

ρ : rayon à fond d'entaille

ρ' : une constante du matériau qui représente une distance au delà de laquelle il n'y a pas de gradient de contraintes (= 0,36 mm pour l'acier doux)

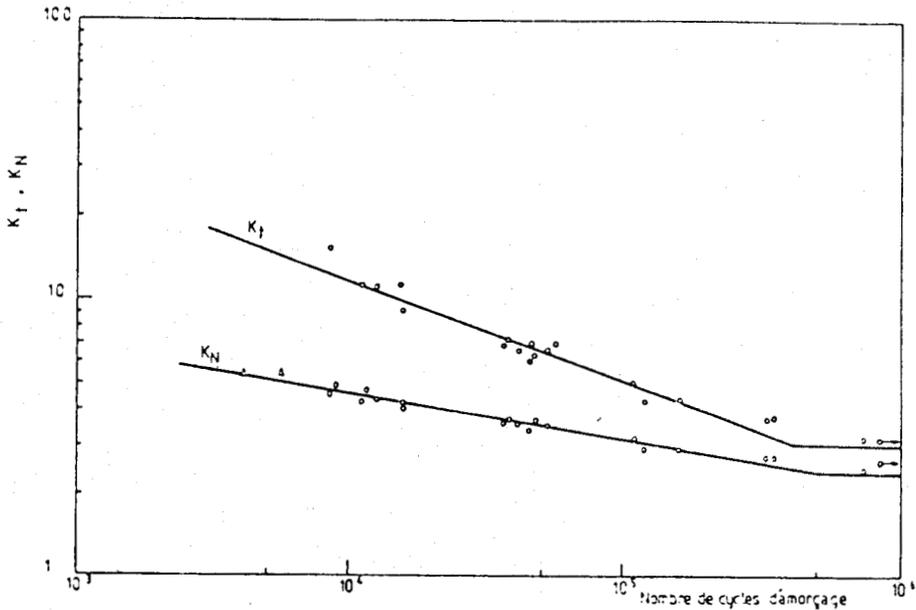


Figure 1.6

Relations entre les facteurs de concentration de contrainte et le nombre de cycles d'amorçage (d'après [22])

IV.3.4. Méthode fondée sur l'amplitude locale de la déformation
[réf. 23, 24]

Le nombre de cycles d'amorçage est donné par une relation de la forme Fig.I.7 :

$$\text{Log } N_a = A + \text{Log } E\sqrt{\sigma_{\max}}\epsilon_a$$

A et B sont des constantes

σ_{\max} : Contrainte maximale de traction

E : Module, d'Young

ϵ_a : amplitude locale de la déformation dans la direction de sollicitation

IV.3.5. Méthode fondée sur le facteur d'intensité de contrainte |réf.23, 25|

En appliquant les concepts de mécanique de la rupture à une entaille aiguë ($\rho < 0,2$ mm) contenue dans une éprouvette d'acier doux de largeur supérieure à 20 mm et d'épaisseur supérieure à 5 mm, le nombre de cycles d'amorçage d'une fissure de longueur 0,1 mm serait :

$$N_a = \frac{2,9 \cdot 10^8}{(\Delta K)^4} \quad \Delta K \text{ en MPa}/\text{m}$$

V - RUPTURE FINALE ET DUREE DE VIE

La durée de vie d'une pièce est le nombre de cycles N_R qui précèdent la rupture finale. Ce nombre est égal à la somme du nombre de cycles d'amorçage N_a et du nombre de cycles de propagation N_p .

$$N_R = N_a + N_p$$

Le nombre de cycles d'amorçage est estimé par l'une des méthodes décrites précédemment ou obtenu à partir d'un critère expérimental, l'intégration de la loi de propagation donne le nombre de cycles nécessaire à la propagation.

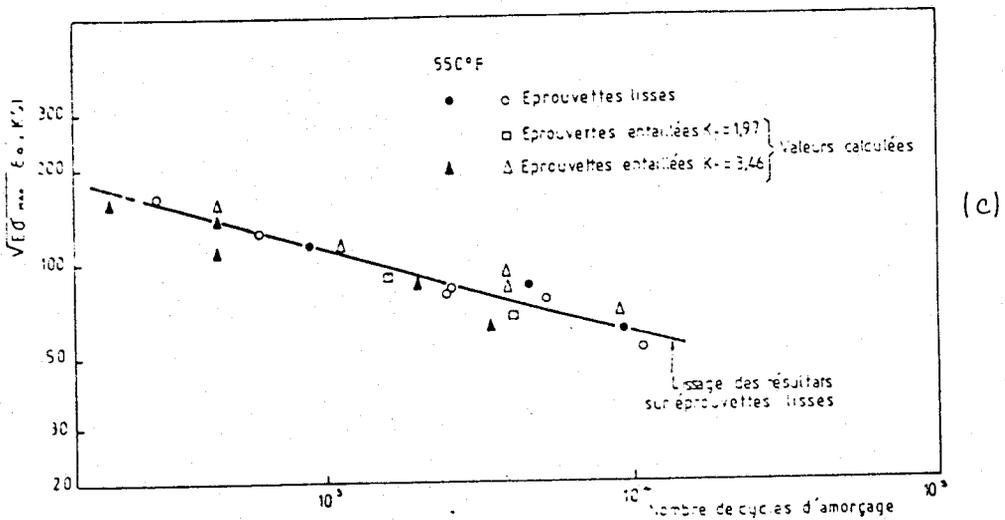
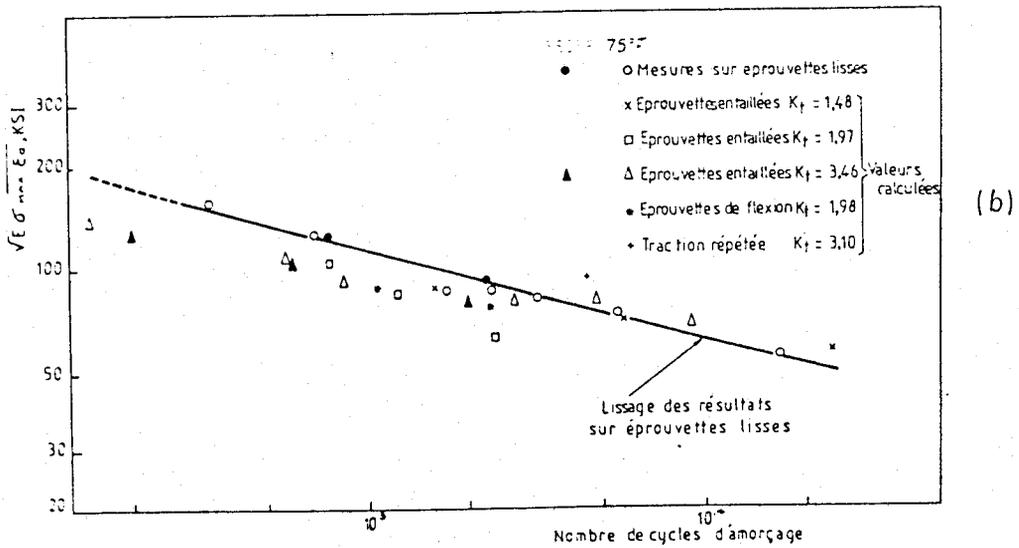
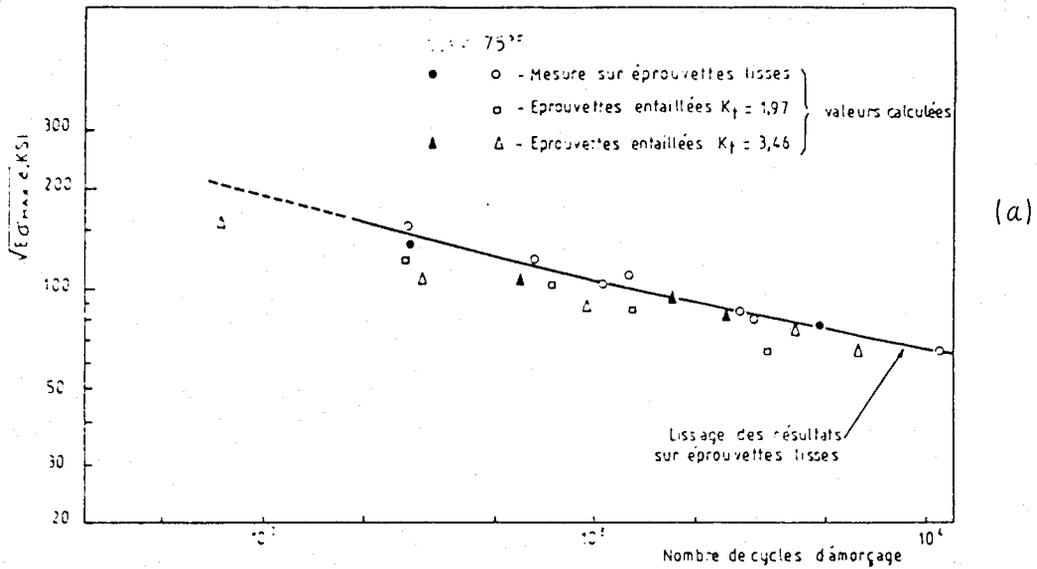


Figure 1.7

Corrélation des résultats d'amorçage

a) pour un acier au carbone

b) pour un acier 21/4 Cr - 1 Mo

c) pour un acier 304

(d'après MOWBRAY et Mc CONNELEE cités par [15])

Dans le cas de l'utilisation de la relation de PARIS :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$$

avec $\Delta K = \alpha \Delta \sigma \sqrt{a}$

soit $dN = \frac{1}{C\alpha^m (\Delta\sigma)^m} a^{-m/2} da$

par intégration on a :

$$N_p = \frac{2}{(m-2)C\alpha^m (\Delta\sigma)^m} \left[\frac{1}{a_i^{\frac{m-2}{2}}} - \frac{1}{a_c^{\frac{m-2}{2}}} \right] \text{ pour } m \neq 2$$

et

$$N_p = \frac{1}{C\alpha^2 (\Delta\sigma)^2} \text{Log} \frac{a_c}{a_i} \text{ pour } m = 2$$

a_i : longueur de fissure initiale

a_c : longueur de fissure critique

VI - MESURES DES LONGUEURS DE FISSURE

La mesure de la longueur d'une fissure en cours d'essai est un problème pratique difficile à résoudre.

D'une part les fissures longues et les fissures courtes ne peuvent pas être traitées avec les mêmes méthodes. D'autre part, divers facteurs tels que la géométrie de l'entaille, l'environnement, la taille de l'éprouvette compliquent la méthode à utiliser et peuvent rendre inexacte la mesure.

De même, les différentes techniques ne donneront pas toujours la même longueur de fissure car le front de cette

dernière est rarement rectiligne : sa longueur variera selon que la mesure est faite en surface ou à l'intérieur de l'éprouvette.

Nous allons passer en revue le principe des différentes méthodes couramment utilisées. Les détails et les conditions d'application sont discutés dans de nombreux ouvrages [réf. 26, 27, 28, 29].

VI.1. Méthode optique

Elle consiste à suivre optiquement la progression de la fissure. On peut effectuer une série de points de microdurété dans le prolongement de l'entaille mécanique et de part et d'autre de celle-ci (la distance entre points étant connue avec précision). Pendant l'expérience on observe la progression de la fissure sur les faces latérales de l'éprouvette au moyen d'une loupe binoculaire.

VI.2. Méthode des filaments brisés (ou Jauges de fissuration)

Elle revient à coller des indicateurs de propagation de fissure, sur les faces, dans le prolongement de l'entaille. Ces indicateurs sont constitués de fils espacés entre eux d'une distance connue. Les fils se brisent les uns après les autres au fur et à mesure que la fissure progresse sur les faces latérales de l'éprouvette.

En alimentant les indicateurs résistifs par une source de courant continu, on peut enregistrer l'évolution de la fissure en fonction du temps.

VI.3. Méthode du potentiel |réf. 30, 31|

Elle consiste à mesurer les variations de la résistance électrique de l'éprouvette au fur et à mesure que la fissure avance. Moyennant un étalonnage préalable, il est donc possible de suivre la progression de la fissure au cours de l'essai.

VI.4. Méthode fondée sur ultra-sons

La longueur de la fissure est mesurée par l'intermédiaire d'un capteur mobile à ultra-sons placé sur la face supérieure de l'éprouvette, parallèle au plan de fissuration.

On recueille l'écho de la fissure sur un refléscope. Un montage déclenche le mouvement du capteur sur la surface de l'éprouvette dès que cet écho atteint un niveau donné.

Le mouvement du capteur est alors égal à l'avancement du front de fissure.

VI.5. Méthode fondée sur courants de Foucault

Le principe est de produire des courants de Foucault dans l'éprouvette à l'aide de deux bobines montées en pont de "Wheastone". Lorsque la fissure se propage sous l'une des bobines la répartition de ces courants est modifiée et un déséquilibre est utilisé pour déclencher le mouvement d'un capteur qui est lié à l'avancement de la fissure.

VI.6. Méthode par émission acoustique

Toute déformation irréversible dans un matériau engendre la génération spontanée d'ondes élastiques. Celles-ci sont captées pour identifier et localiser les déformations

qui les ont produites. En fatigue, c'est la déformation plastique en fond de fissure qui est la source de l'émission acoustique qui est utilisée pour déterminer la longueur de la fissure moyennant un étalonnage préalable.

VI.7. Méthode de la complaisance (ou complaisance)

La complaisance représente le déplacement provoqué par une force appliquée, c'est donc l'inverse de la rigidité K :

$$F = Kx \rightarrow K = F/x \rightarrow C = 1/K = x/F$$

F : force appliquée

x : déplacement

K : rigidité

C : complaisance

On établit au préalable une corrélation entre la complaisance et la longueur de fissure au moyen d'un étalonnage sur une éprouvette semblable à celle qui sera utilisée pendant les essais. Par la suite, la longueur de fissure est déterminée par la correspondance "complaisance - propagation"

Cette méthode présente aussi l'avantage d'être utilisée pour la mesure d'autres paramètres comme G (ou K) et Y (a/w)

G : énergie disponible pour faire avancer la fissure

K : facteur d'intensité de contraintes

Y(a/w) : facteur de forme

En pratique, on réalise n essais avec n longueurs de fissures différentes. L'inverse de la pente de chaque droite F(x) représente la valeur de la complaisance pour cette longueur

de fissure. Il est ainsi possible de tracer la courbe $C(a)$ et donc de déterminer $(\partial C/\partial a)$ nécessaire pour la mesure de G , et par la suite tracer la courbe $G(a/w)$ pour déterminer le facteur de forme.

VII - CONCLUSION

Dans le chapitre nous avons rappelé les données théoriques et expérimentales nécessaires à situer notre travail. Il ne s'agit cependant pas d'une revue bibliographique complète car certains aspects que nous n'avons pas été en mesure de préciser expérimentalement, comme les mécanismes structuraux de l'amorçage, ont été à peine abordés. L'étude des microfissures susceptibles de se propager en-dessous du seuil ΔK_{th} constituerait, sans doute, la suite logique de ce travail et sera l'objet d'autres expériences sur des éprouvettes lisses.

BIBLIOGRAPHIE : CHAPITRE I

- |1| Claude BATHIAS, Jean-Paul BATLON
La fatigue des matériaux et des structures 1980 -
Maloine S.A. Editeur. Les presses de l'Université de
Montréal
- |2| Henri LE BOITEUX
La fatigue dans les matériaux
Aspects Physiques et mécaniques. Paris - Ediscience 1973
- |3| Eléments de métallurgie physique, tome 5 Déformation
plastique - Ed. La Documentation Française réunis par :
Y. ADDA, J.M. DUPOUY, J. PHILIBERT, Y. QUERE, Mars 1979.
- |4| Bernard BARTHELEMY
Notions pratiques de mécanique de la rupture
Editions Eyrolles - 1980.
- |5| S.T. ROLFE and J.M. BARSOM
Fracture and fatigue Control in structures. Prentice
Hall, Inc., Englewood Cliffs, N.J., 1977, p.224.
- |6| J.R. RICE
Fatigue Crack Propagation
ASTM, STP 415, 1967, p. 247.
- |7| C. BATHIAS
Thèse de Docteur es Sciences Physiques
Etude des mécanismes de la fissuration par fatigue des
aciers ferritiques et aciers austénitiques, Juin 1972.
- |8| J. MASOUNAVE, J.P. BATLON et J.I. DICKSON
Les lois de fissuration par la fatigue - dans |1| pages
201 à 236.

|9| T. YOKOBORI

A critical Evaluation of Mathematical Equations for Fatigue Crack growth with Special Reference to Ferrite Grain Size and Monotonic Yield Strength Dependence.

Fatigue Mechanisms - Jeffrey T. Frong, editor, ASTM STP 675 - p.683-706, Octobre 1978.

|10| D. WALTON and E.G. ELLISON

Fatigue crack initiation and propagation

International Metallurgical Reviews - 1972 - vol.17 - p.100-116

|11| L.N. Mc CARTNEY et Pamela COOPER

Eng. Fracture Mech., 9, 273-290, 1977.

|12| F.A. Mc CLINTOCK

ASTM N° 415, 1966, p. 170.

|13| R.M. PELLOUX

Engeneering Fracture Mechanics, 1970, vol.1, p.697 à 704.

|14| F.M. BURDEKIN et D.E.W. STONE

Journal of strain Analysis, vol. 1, vol. 2, 1966

|15| P. RABBE

L'amorçage des fissures de fatigue - dans |1| pages 71 à 99.

|16| M. CREAGER and P.C. PARIS

Int. J. Fracture Mech., 4, 247, 1967.

|17| W.G. CLARK

Stress corrosion crack initiation in high strength type 4340 steel - Rapport Westinghouse 75-1E7-MS LRA P3 (30 décembre 75) -Cité par |18|.

|18| G. SANZ

Développements récents dans le domaine de la mécanique de la rupture. Mémoires techniques - Revue de métallurgie Novembre 1977, p. 605 à 619.

|19| J.M. BARSOM, R.C. Mc NICOL

Effect of stress concentration on fatigue crack initiation in HY-130 steel ASTM STP 599 - Philadelphia - 1974.

|20| W.G. CLARCK, J.R. HOW

Fatigue crack initiation and growth properties affect Material Selection and design criteria, Metals Engineering Quarterly, Aug-1974 (cité par BARTHELEMY dans |4|, p. 105).

|21| D.P. CLAUSING

Tensile Properties of eight constructional steels between 70 and 320°F, Journal of Materials, 4, N°2, June 1969.

|22| M.B. ALLERY, G. BIRBECK

Eng. Fract. Mech., 1972, vol.4, p. 325.

|23| C. BATHIAS

Mécanique de la rupture : La rupture par fatigue, cours à l'Université de Technologie de Compiègne.

|24| K.N. SMITH, P. WATSON, T.H. TOPPER

Journal of Materials, vol.5, 1970, p.767.

|25| A.R. JACK, A.T. PRICE

Acta Met. 1972, vol.20, p. 857.

|26| Henri-Paul LIEURADE et la Commission Fatigue des Métaux de la S.F.M.

La pratique des essais de fatigue, PYC - Edition - 1982.

|27| Engineering Materials Advisory Services LTD Advances in Crack Length Measurement.

Editor : C.J. BEEVERS - Septembre 1982.

- |28| Engineering Materials Advisory Services LTD. The Measurement of Crack Length and Shape during Fracture and Fatigue. Editor : C.J. Beevers - 1980.
- |29| K.H. SCHWALBE
Test Techniques - 5th International Conference on fracture, Cannes, France (1981).
Advances in Fracture Research - D. François Editor, vol.4, pp. 1421-1446.
- |30| Georges BAUDIN et Humbert POLICELLA
Nouvelle méthode de mesure électrique de longueur de fissure. La Recherche Aéronautique, Année 1978, n°4 (Juillet-Août) p.195 à 203.
- |31| Georges BAUDIN et Humbert POLICELLA
Détermination de fronts de fissure dans les pièces métalliques tridimensionnelles par mesure électrique. La Recherche Aéronautique, Année 1979, n°1 (Janvier-Février), p.73-85.

C H A P I T R E I I

METHODES EXPERIMENTALES

La parution prochaine d'un article sur la méthode utilisée ici nous a conduit à réduire au maximum l'importance de ce chapitre.

I - MACHINES D'ESSAIS

L'équipement d'essai utilisé est une machine à résonance électromagnétique INSTRON 1603 dont la conception repose sur le principe d'un ensemble masse - ressort oscillant comme un dipôle.

L'éprouvette, pour répondre de manière élastique doit être bien entendu sollicitée en-dessous de la limite d'élasticité. Une force moyenne statique peut être appliquée en imposant une déformation à l'ensemble, cette charge peut varier jusqu'à 100 kN en tension ou en compression. L'ensemble est maintenu en oscillation à la fréquence de résonance par des impulsions délivrées par un électro-aimant avec un réglage automatique d'accord en boucle fermée et autorégulation de l'entrefer (Fig.II.1).

II - SOLLICITATIONS

Rappelons que l'on distingue différents types de sollicitations de fatigue sur la figure II.2 ci-dessous :

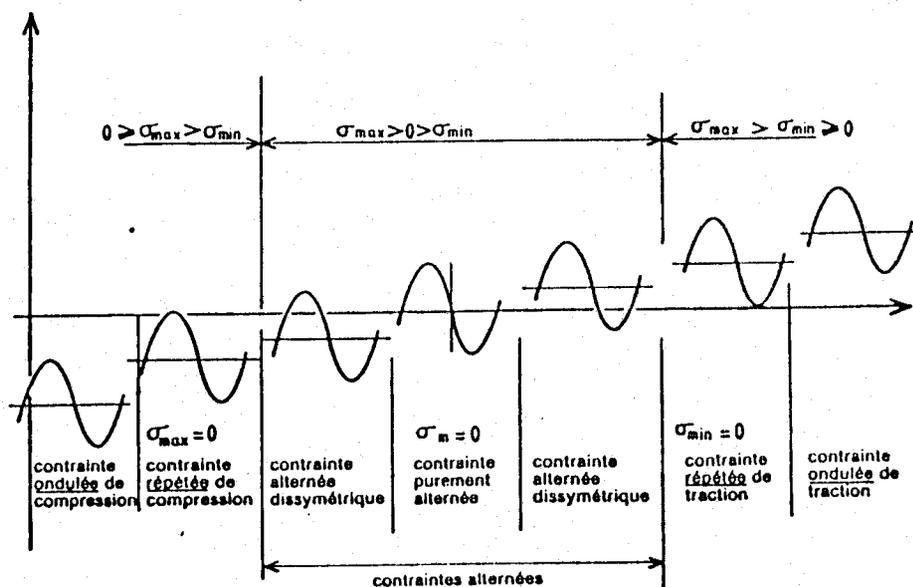


Figure II.2

Différents types de sollicitations de fatigue

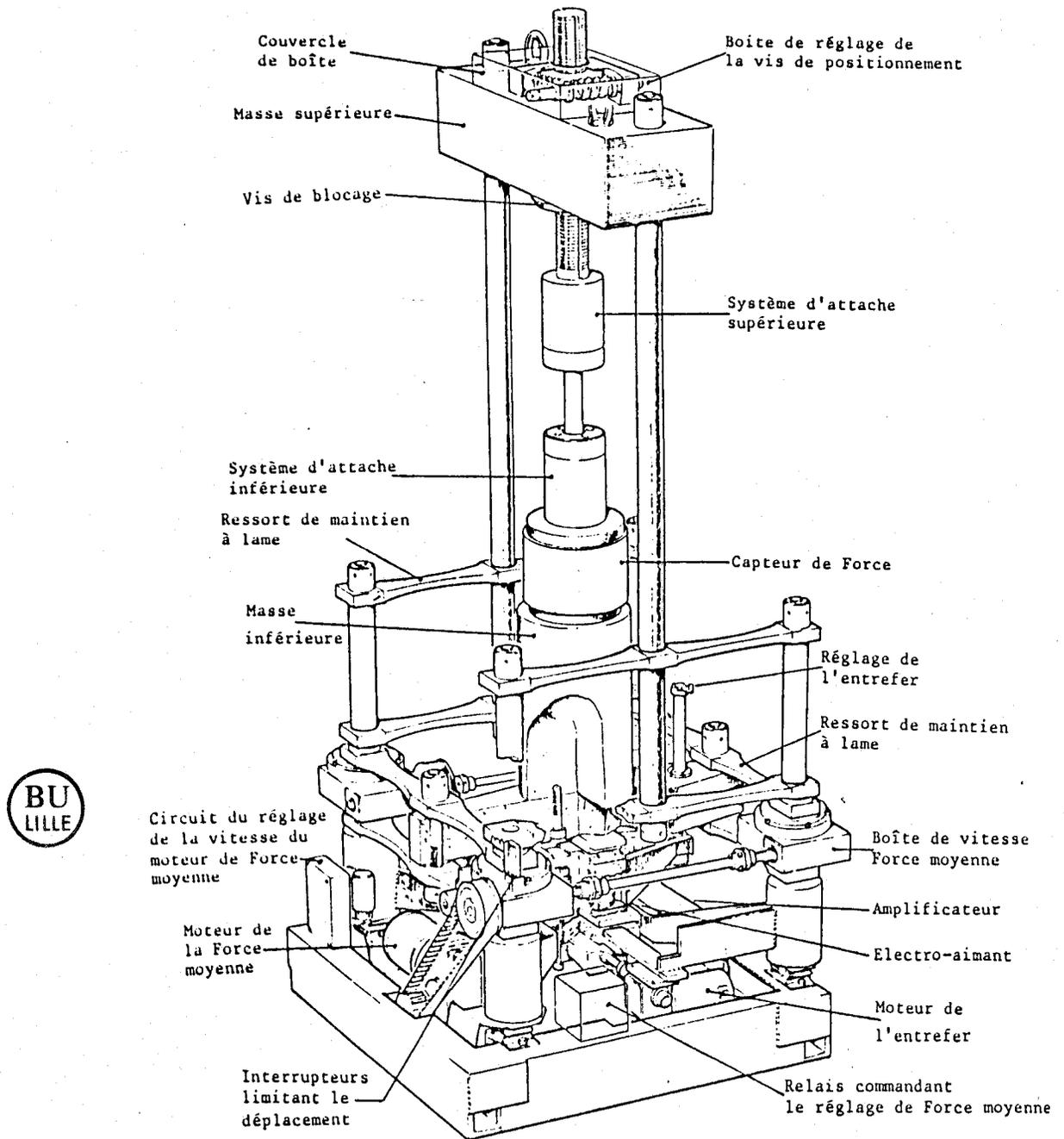


Figure II.1

Machine d'essais

Pour assurer l'application correcte des appuis en flexion trois points, la sollicitation choisie est de type ondulé. Sa variation dans le temps suit une loi sinusoïdale définie par le rapport $R = F_{\min}/F_{\max}$ (ici $R = 0,1$).

III - EPROUVETTES

Les éprouvettes de type charpy à entaille semi-circulaire sont celles qui sont généralement utilisées en carbonituration pour la mesure de la résilience (Fig. II.3).

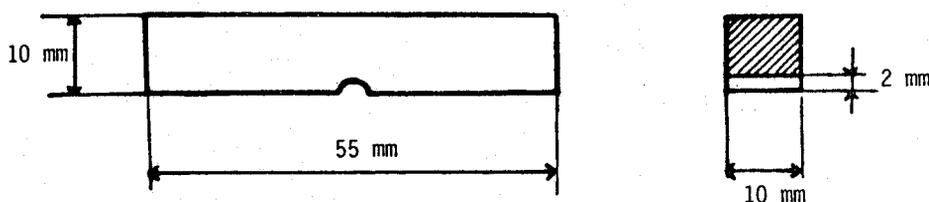


Figure II.3
Eprouvette utilisée

La carbonituration est effectuée après l'usinage et aucune rectification des éprouvettes n'est réalisée par la suite.

Remarquons d'une part, que pour les mesures rigoureuses de K_{IC} , ces éprouvettes ne sont pas conformes aux recommandations "ASTM" [réf.1]. Ces recommandations suggèrent d'utiliser des éprouvettes dont la zone plastique est suffisamment petite.

Il faut donc que la géométrie de l'éprouvette réponde aux exigences suivantes :

- l'épaisseur doit être suffisante pour que l'éprouvette soit en état de déformation plane,
- la largeur des éprouvettes doit être suffisante pour qu'il n'y ait pas possibilité de relaxation des contraintes par déformation plastique généralisée.

Les considérations précédentes sont équivalentes à :

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2$$

où : B : épaisseur de l'éprouvette
K_{IC} : ténacité du matériau
 σ_y : limite d'élasticité du matériau

Cette condition est surtout nécessaire et suffisante pour les métaux à faible ou à moyenne résistance (grande déformation plastique), et ne l'est pas pour ceux à haute résistance (très faible déformation plastique).

En effet, à titre de comparaison sur des aciers à haute résistance, RAVEZ [réf.2] a trouvé des valeurs comparables de K_{IC} entre éprouvettes charpy V et éprouvettes conformes aux normes "ASTM".

Ceci laisse supposer que les éprouvettes utilisées sont surdimensionnées, vu la qualité de haute résistance des aciers utilisés. Celle-ci est d'autant plus marquée avec un traitement de carbonitruration.

En général, pour les éprouvettes en flexion trois points, connaissant F_R la charge au moment de la rupture, on calcule K_{IC} par la formule [réf.3].

$$K_{IC} = \frac{F_R}{B\sqrt{w}} \left| 11,58\left(\frac{a}{w}\right)^{1/2} - 18,42\left(\frac{a}{w}\right)^{3/2} + 87,18\left(\frac{a}{w}\right)^{5/2} \right. \\ \left. - 150,60\left(\frac{a}{w}\right)^{7/2} + 154,60\left(\frac{a}{w}\right)^{9/2} \right|$$

a : longueur de la fissure + entaille

B : épaisseur de l'éprouvette

w : largeur de l'éprouvette

D'autre part, pour appliquer les concepts de la mécanique de la rupture, le rayon à fond d'entaille doit être le plus aigu possible (de l'ordre de 1/100 mm), ce qui n'est pas le cas pour les éprouvettes utilisées qui ont un rayon de 2 mm.

Généralement, cette condition est respectée en faisant des préfissurations ou des usinages par électro-érosion.

Dans le but de la caractérisation des couches carbonitrurées (endurance, amorçage), cette condition ne peut être respectée, car avec de telles opérations (préfissuration, usinage), l'efficacité de la couche sera minimisée.

IV - LES TRAITEMENTS DE CARBONITRURATION

Ils ont été réalisés industriellement par le procédé dit au "gaz porteur" obtenu par oxydation ménagée d'un gaz composé en majeure partie de méthane (81,3 %) et de gaz inertes (Azote 14,3 %, CO₂ 0,9 %).

Les gaz actifs sont le gaz porteur lui-même comme agent cémentant et l'ammoniac anhydre comme agent nitrurant.

Les traitements thermiques sont déduits d'un plan d'expérience conçu par J. LESAGE et J. DEQUENNE et destiné à une étude, en collaboration avec la Société de Transmission Automatique de Ruitz, des possibilités de remplacement des aciers au molybdène utilisés en pignonnerie carbonitrurée.

V - DOMAINE DE VARIATION DE K ET VITESSE DE FISSURATION

En première approximation la vitesse de fissuration da/dN (en mm/cycle) est une fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK (en $MPa\sqrt{m}$).

Pour les expériences réalisées [réf.4], la mesure de la longueur de fissure "a" en fonction du nombre de cycles "N" permet de déterminer da/dN .

ΔK est la variation du coefficient d'intensité de contrainte K :

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$$

En général, pour une éprouvette sollicitée en flexion trois points (fig. II.4) le facteur d'intensité de contraintes est donné par la formule suivante [réf.3] :

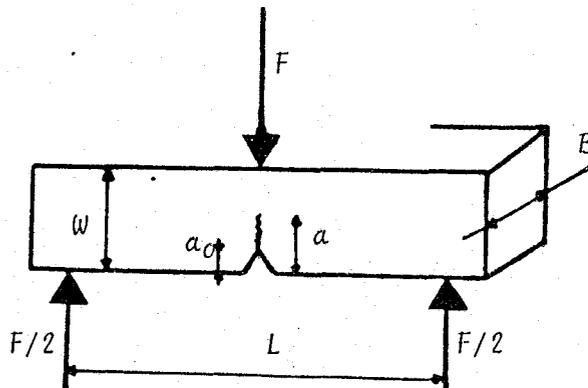


Figure II.4

Eprouvette sollicitée en flexion 3 points

$$K_I = \frac{3 FL}{2 w^2 B} \sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right)$$

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = \frac{3(F_{\max} - F_{\min})L}{2 w^2 B} \sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right)$$

avec : $f\left(\frac{a}{w}\right)$ un facteur de correction qui dépend du rapport (L/w)

$$\text{pour } \frac{L}{w} = 4 \quad f\left(\frac{a}{w}\right) = 1,090 - 1,735\left(\frac{a}{w}\right) + 8,20\left(\frac{a}{w}\right)^2 - 14,18\left(\frac{a}{w}\right)^3 + 14,57\left(\frac{a}{w}\right)^4$$

$$\text{pour } \frac{L}{w} = 8 \quad f\left(\frac{a}{w}\right) = 1,107 - 2,120\left(\frac{a}{w}\right) + 7,11\left(\frac{a}{w}\right)^2 - 13,55\left(\frac{a}{w}\right)^3 + 14,25\left(\frac{a}{w}\right)^4$$

Dans le cas des expériences réalisées :

a_0 = longueur d'entaille = 2 mm

a varie entre 0 et 6 mm

L = 40 mm

w = 10 mm

La force F_{\max} = - 1010 daN

F_{\min} = - 110 daN

K varié entre : 40 et 105 MPa $\sqrt{\text{m}}$

BIBLIOGRAPHIE : CHAPITRE II

- |1| Tentative method of test for plane-strain fracture toughness of metallic materials ASTM standards, Part 31, 1970
- |2| RAVEZ
Essais de Fissuration sur Eprouvettes Charpy V. Comparaison avec Mesures de K_{IC} selon ASTM. Application aux aciers à Haute Résistance. Exposé présenté à MILAN le 31 mai 1979 à l'"ASSOCIAZIONE ITALIANA DI METALLURGICA GRUPPO ITALIANO FRATTURA. ASSOCIAZIONE ITALIANA PER LA FATICA IN AERONAUTICA"
- |3| Stress Intensity Factors
D.P. ROOKE, D.J. CARTWRIGHT
London Her Majesty's Stationery Office- Sept. 1974.
- |4| A. CHAIB, J. LESAGE, J. FOCT
A paraître

C H A P I T R E I I I

RESULTATS EXPERIMENTAUX

I - MATERIAUX UTILISES - TRAITEMENTS THERMIQUES

I.1. Les matériaux

L'acier 27 CD 4 (0,27 % C, 1 % Cr, Mo) utilisé en pignonnerie de boîtes de vitesse, bien adapté au traitement thermochimique de carbonitruration, présente le désavantage de contenir du molybdène dont l'approvisionnement et le coût ne sont pas insensibles aux fluctuations du marché extérieur. On tente aujourd'hui de lui substituer des éléments d'alliage moins coûteux, comme le manganèse par exemple.

L'acier 27 MC 5 (0,27 % C, 1,25 % Mn, Cr) est intéressant car sa trempabilité Jominy équivalente (Fig.III.1) rend inutile de modifier la sévérité de trempe des installations.

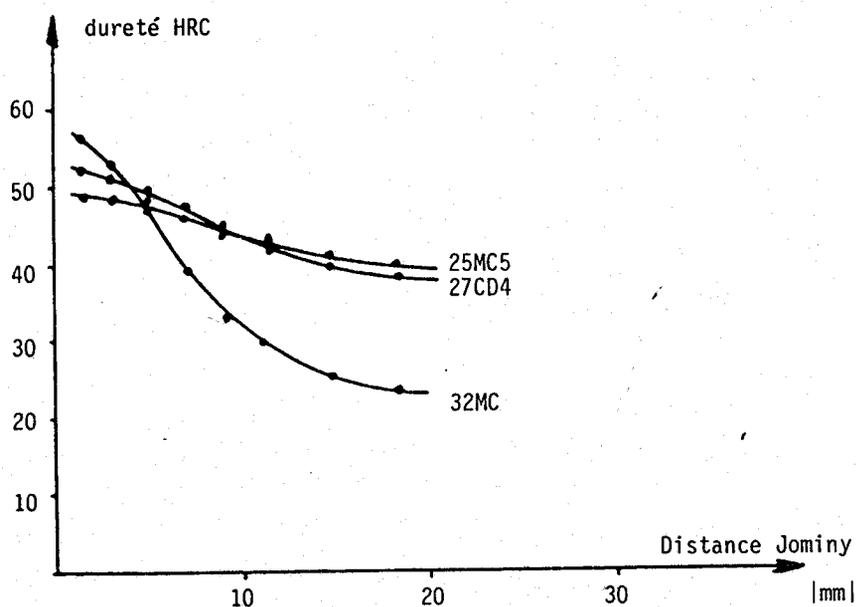


Figure III.1

Courbes Jominy des aciers étudiés

Moins alliée, la nuance 32 M 5 (0,32 % C, 1,25 % Mn) de trempabilité plus faible (fig.III.1) nécessite une légère augmentation de la sévérité de trempe.

Des résultats de tenue en fatigue, pour l'une de ces nuances, équivalents à ceux obtenus pour le 27 CD 4 permettraient donc d'utiliser un acier sans molybdène.

Dans l'étude qui suit la nuance 27 CD 4 sert de base de comparaison. Le tableau III.1 donne la composition chimique des trois nuances étudiées pour les principaux éléments ainsi que les caractéristiques mécaniques obtenues pour les traitements de référence [1] (trempe à l'huile entre 850-860°C, revenu entre 200-550°C).

Nuance	Composition chimique (% en poids)					Traitement de référence (°C)	Caractéristiques mécaniques			
	C	Mn	Cr	Ni	Mo		R _{0.002 min} (N/mm ²)	R (N/mm ²)	A%	KCU à +20°C (daJ/cm ²)
27CD4	0.29	0.69	1.1	0.28	0.2	Trempé huile: 850 Revenu : 550	835	980 1230	11	6
27MC5	0.26	1.33	1.07	0.25	0.05	Trempé huile: 850 Revenu : 550	980	1230 1570	8	4
32M5	0.33	1.42	0.09	0.08	0.02	Trempé huile: 860 Revenu : 200	735	880 1080	12	5

Tableau III.1

Composition chimique, caractéristiques mécaniques et traitements de référence des aciers étudiés

I.2. Traitements thermiques

Dans le cadre de cette étude les traitements de carbonituration en phase gazeuse ont été réalisés dans les ateliers de traitement de la Société de transmission automatique de Ruitz.

La diffusion, dans le domaine γ , du carbone et de l'azote de la surface des pièces vers le cœur est responsable d'un gradient de concentration en interstitiels en fonction de la profondeur de pénétration qui, ajouté à l'effet de la trempe (à l'huile chaude), a pour conséquence la mise en compression de la couche superficielle des pièces [réf.2].

Les contraintes résiduelles développées entre le cœur du matériau et la couche sont en partie responsables de l'augmentation importante de la tenue en fatigue endurance observée [réf.3].

L'épaisseur des couches de diffusion n'excède guère six dixièmes de millimètre.

Les conditions de traitement gouvernent les caractéristiques des couches : épaisseur carbonitrurée, dureté superficielle, taux d'austénite retenue, amplitude et répartition des contraintes résiduelles, teneur en carbone et en azote etc. leurs répercussions sur les caractéristiques mécaniques sont très importantes et ces facteurs ont été étudiés par de nombreux auteurs [réf.4].

A ce stade de notre étude nous n'avons pas estimé avec suffisamment de précision le taux d'austénite retenue, ainsi que les contraintes résiduelles aussi nous utiliserons surtout les mesures de microdureté qui, jointes à l'observation micrographique, mettent bien en évidence les différentes structures possibles des couches.

Le choix des paramètres de carbonituration est le suivant :

- a) la température d'austénisation (notée X1), qui détermine la solubilité des interstitiels carbone et azote
- b) la température d'huile de trempe (notée X2), qui gouverne la sévérité de trempe
- c) le potentiel carbone contrôlé par la mesure du point de rosée (noté X4) du mélange gazeux, permet de faire varier la richesse en carbone de la couche
- d) le débit d'ammoniac (noté X3) permet de faire varier la richesse en azote de la couche

A partir des traitements classiques de carbonitruration et compte tenu des éléments d'alliages des trois nuances d'aciers nous avons utilisé, pour caractériser l'influence de ces 4 paramètres, un plan d'expériences "composite centré d'isovariance par rotation" [réf.5] où les valeurs données aux paramètres, considérés comme variables indépendantes (on peut les faire varier indépendamment les unes des autres) sont centrées et réduites autour d'une valeur moyenne appelée niveau de variation 0, ce plan conduit aux niveaux de variation explicités dans le tableau (III.2) et aux 31 essais dont le tableau III.3 résume les caractéristiques.

X1	Température d'austénisation en °C	800	825	850	875	900
X2	Température d'huile de trempe en (en °C)	75	100	125	150	175
X3	Débit NH ₃ en l/mn	0	100	200	300	400
X4	point de rosée en °C	+1, +2	0, +1	0, -1	-1, -2	-2, -3
	Niveaux de variation	-2	-1	0	+1	+2

Tableau III.2

Valeurs données aux paramètres de carbonitruration

paramètres N° d'essai	Niveaux de variation			
	X1 T° d'austénisation	X2 T° huile	X3 débit NH ₃	X4 point de rosée
1	+ 1	+ 1	+ 1	+ 1
2	- 1	+ 1	+ 1	+ 1
3	+ 1	- 1	+ 1	+ 1
4	- 1	- 1	+ 1	+ 1
5	+ 1	+ 1	- 1	+ 1
6	- 1	+ 1	- 1	+ 1
7	+ 1	- 1	- 1	+ 1
8	- 1	- 1	- 1	+ 1
9	+ 1	+ 1	+ 1	- 1
10	- 1	+ 1	+ 1	- 1
11	+ 1	- 1	+ 1	- 1
12	- 1	- 1	+ 1	- 1
13	+ 1	+ 1	- 1	- 1
14	- 1	+ 1	- 1	- 1
15	+ 1	- 1	- 1	- 1
16	- 1	- 1	- 1	- 1
17	- 2	0	0	0
18	+ 2	0	0	0
19	0	- 2	0	0
20	0	+ 2	0	0
21	0	0	- 2	0
22	0	0	+ 2	0
23	0	0	0	- 2
24	0	0	0	+ 2
25 à 31	0	0	0	0

Tableau III.3

II - RESULTATS DES ESSAIS

II.1. Microdureté

Pour comparer les résultats nous avons retenu trois caractéristiques couramment employées pour décrire les couches :

- la dureté superficielle HV_s
- la dureté sous couche HV_{sc}
- la profondeur en mm correspondant à une microdureté de 650 HV (souvent appelée épaisseur martensitique) et notée E650.

II.2. Essais de fatigue

Après étalonnage et divers essais nous avons choisi les charges statiques et dynamiques suivantes en flexion :

- charge statique : 560 daN
- charge dynamique : ± 450 daN

L'éprouvette est du type résilience à entaille en U (cf. chapitre II). On obtient des courbes de variation de fréquence en fonction du temps qui ont l'allure suivante (fig. III.2).

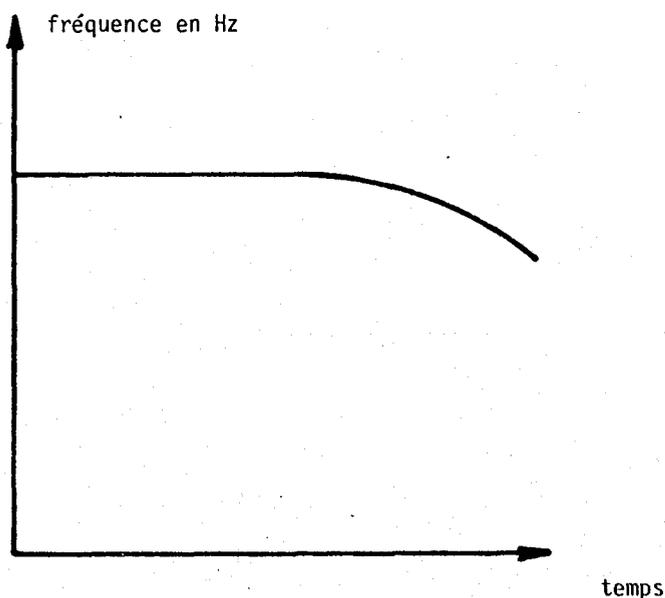


Figure III.2

Evolution de la fréquence en cours d'essai

Tableau III.4

Nuance	N° du traitement	Traitement de carbonituration				Résultats de fatigue			Résultats de microdureté			
		T _A °C	T _{HT} °C	NH ₃ l/mn	PR °C	N _a .10 ⁻³ cycles	N _R .10 ⁻³ cycles	N _p .10 ⁻³ cycles	HVS	HVSC	R _d	E ₆₅₀ mm
27 C D 4 REPERE D 3	1	880	150	300	-1 -2	2,95 0,271	6,4 2	3,45 1,729	847	496.5	1.7	0.43
	2	840	150	300	-1 -2	39,535 79,2	40,7 82,1	1,165 2,9	585,5	441	1.33	0.36
	3	880	100	300	-1 -2	16,136 11,048	17,6 13,2	1,464 2,152	848.5	506	1.68	0.44
	4	840	100	300	-1 -2	1,759 25,599	4,5 27,7	2,741 2,101	759	495.5	1.53	0.35
	5	880	150	100	-1 -2	18,946 13,68	21,1 18,3	2,154 4,62	859.5	475	1.81	0.36
	6	840	150	100	-1 -2	1,449 7,522	3,6 9,8	2,151 2,278	740	468	1.58	0.33
	7	880	100	100	-1 -2	12,972 0,752	15,3 3,3	2,328 2,548	862	481	1.79	0.44
	8	840	100	100	-1 -2	14,5 20,52	17,6 24,2	3,1 3,68	837	509.5	1.64	0.31
	9	880	150	300	0 +1	6,292 7,318	10,5 9,3	4,208 1,982	824	515	1.6	0.25
	10	840	150	300	0 +1	47,068 33,731	48,3 36,3	1,232 2,569	660	503	1.31	0.34
	11	880	100	300	0 +1	1,122 6,141	2,9 9,8	1,778 3,659	877	497	1.76	0.4
	12	840	100	300	0 +1	1,368 14,421	3,5 15,9	2,132 1,479	821	504.5	1.63	0.3
	13	880	150	100	0 +1	17,1 12	19,6 15,2	2,5 3,2	804.5	441.5	1.82	0.27
	14	840	150	100	0 +1	2,736 9,097	4,8 12	2,064 2,903	606.5	445.5	1.36	0.32
	15	880	100	100	0 +1	1,104 1,932	2,9 3,8	1,796 1,868	888	504	1.76	0.35
	16	840	100	100	0 +1	15,663 8,139	18,1 10,1	2,437 1,961	842	505	1.67	0.27

Tableau III.4 (suite)

Nuance	N° du traitement	Traitement de carbonituration				Résultats de fatigue			Résultats de microdureté			
		T _A °C	T _{HT} °C	NH ₃ l/mn	PR °C	N _a .10 ⁻³ cycles	N _R .10 ⁻³ cycles	N _p .10 ⁻³ cycles	HV _S	HV _{SC}	R _d	E ₆₅₀ mm
27 C D 4 R E P E R E D 3	17	820	125	200	0 -1	13,132 182,412	14,7 224,3	1,568 41,888	757	506	1.49	0.35
	18	900	125	200	0 -1	12,517 26,910	14,8 29,1	2,283 2,19	834	470	1.77	0.3
	19	860	75	200	0 -1	4,968	8	3,032	855	484.5	1.765	0.35
	20	860	175	200	0 -1	17,25 2,76	24,6 8,7	7,35 5,94	834	463.5	1.8	0.4
	21	860	125	0	0 -1	18,126 12,939	20,8 15,4	2,674 2,461	807	445.5	1.81	0.2
	22	860	125	400	0 -1	7,25 0,594	9 1,7	1,75 1,106	728	483	1.51	0.37
	23	860	125	200	+2 +1	10,875 8,1039	13,5 10,7	2,625 2,596	779	469.5	1.66	0.34
	24	860	125	200	-2 -3	4,485 1,778	6,2 3	1,715 1,222	836	474.5	1.76	0.33
	25	860	125	200	0 -1	3,146 8,280	6 10,1	2,854 1,82	817	501	1.63	0.46
	26	860	125	200	0 -1	1,299 5,814	3,3 7,6	2,001 1,786	812	462.5	1.75	0.37
	27	860	125	200	0 -1	2,587 2,346	4,5 4,4	1,913 2,054	838	477	1.76	0.35
	28	860	125	200	0 -1	2,53 22,914	4,6 24,1	2,07 1,186	793	468	1.69	0.37
	29	860	125	200	0 -1	2,496 1,559	4,3 3,5	1,804 1,941	814	470	1.73	0.4
	30	860	125	200	0 -1	4,788 9,097	6,7 10,7	1,912 1,603	770	441	1.75	0.41
	31	860	125	200	0 -1	19,389 3,795	21,6 5,4	2,211 1,605	809	489.5	1.65	0.41



Tableau III.5



Nuance	N° du traitement	Traitement de carbonituration				Résultats de fatigue			Résultats de microdureté			
		T _A °C	T _{HT} °C	NH ₃ l/mn	PR °C	N _a .10 ⁻³ cycles	N _r .10 ⁻³ cycles	N _p .10 ⁻³ cycles	HVS	HVSC	R _d	E ₆₅₀ mm
27 MC5 REPERE D5	1	880	150	300	-1 -2	0,193 0,333	2,4 2,6	2,207 2,267	807	486	1.654	0.45
	2	840	150	300	-1 -2	17,595 34,8	19,9 37,2	2,305 2,4	623.8	480	1.3	0.44
	3	880	100	300	-1 -2	6,762 3,842	9,8 7,6	3,038 3,758	825	505	1.63	0.39
	4	840	100	300	-1 -2	2,208 8,139	6,4 10,2	4,192 2,061	785	503	1.56	0.33
	5	880	150	100	-1 -2	5,175 2,325	9,1 5,3	3,925 2,975	835	508.5	1.64	0.4
	6	840	150	100	-1 -2	23,153 2,188	26,3 5,7	3,147 3,512	749.5	488.5	1.535	0.3
	7	880	100	100	-1 -2	5,472 0,752	8,3 4	2,828 3,248	817	511	1.6	0.41
	8	840	100	100	-1 -2	15,870 2,409	18,9 5,7	3,03 3,291	806	516.5	1.56	0.34
	9	880	150	300	0 +1	9,234 7,318	12,6 9,3	3,366 1,982	803	484.5	1.66	0.3
	10	840	150	300	0 +1	39,740 30,915	42,9 34,8	3,16 3,885	745	489.5	1.52	0.37
	11	880	100	300	0 +1	5,95 3,312	9,1 6,4	3,15 3,088	865	497	1.74	0.31
	12	840	100	300	0 +1	2,223 0,820	5 2,9	2,777 2,08	815	496	1.64	0.31
	13	880	150	100	0 +1	1,656 11,04	4,6 17,9	2,944 6,86	831.5	481.5	1.73	0.3
	14	840	150	100	0 +1	4,104 24,282	7,9 29,4	3,796 5,118	725	472.5	1.53	0.28
	15	880	100	100	0 +1	0,2052 0,739	3,4 3,4	3,194 2,661	841	497	1.69	0.3
	16	840	100	100	0 +1	2,242 0,4746	5,2 3,1	2,958 2,625	839	514.5	1.63	0.29

Tableau III.5 (suite)

Nuance	N° du traitement	Traitement de carbonituration				Résultats de fatigue			Résultats de microdureté			
		T _A °C	T _{HT} °C	NH ₃ l/mn	PR °C	N _a .10 ⁻³ cycles	N _R .10 ⁻³ cycles	N _p .10 ⁻³ cycles	HVS	HV _{SC}	R _d	E ₆₅₀ mm
27 MC 5 REPERE D 5	17	820	125	200	0 -1	2000	2015,7	15,7	739	503	1.47	0.3
	18	900	125	200	0 -1	0,786 0,342	3,4 3,3	2,614 2,958	818	495	1.65	0.47
	19	860	75	200	0 -1	4,545 3,933	7,2 9,1	2,655 5,167	873	495	1.76	0.31
	20	860	175	200	0 -1	16,355 7,797	22,4 11,6	6,045 3,803	805	486.5	1.65	0.31
	21	860	125	0	0 -1	13,443 15,795	20,1 22,2	6,657 6,405	826	501.5	1.65	0.26
	22	860	125	400	0 -1	9,670 1,094	12,1 5	2,43 3,906	789	500	1.58	0.37
	23	860	125	200	+2 +1	8,4132 8,208	11,9 10,3	3,4868 2,092	770	491	1.57	0.37
	24	860	125	200	-2 -3	20,520 3,146	22,8 7,2	2,28 4,054	841	497	1.69	0.36
	25	860	125	200	0 -1	27,702 28,152	30,2 31	2,998 2,848	846	499.5	1.69	0.39
	26	860	125	200	0 -1	10,944 2,325	13,8 5,3	2,856 2,975	824	505	1.63	0.35
	27	860	125	200	0 -1	5,637 7,308	8,6 11,8	2,963 4,492	856	504	1.7	0.33
	28	860	125	200	0 -1	22,744 29,835	28,1 35,1	5,356 5,265	823	497	1.65	0.35
	29	860	125	200	0 -1	12,496 21,888	17,5 24,1	5,004 2,212	827	505	1.64	0.32
	30	860	125	200	0 -1	8,892 9,522	11,4 12,6	2,508 3,078	778	497	1.56	0.36
	31	860	125	200	0 -1	8,004 9,522	11,1 12,2	3,096 2,678	824	500.5	1.64	0.38



- 01 -
Tableau III.6



Nuance	N° du traitement	Traitement de carbonitruration				Résultats de fatigue			Résultats de microdureté			
		T _A °C	T _{HT} °C	NH ₃ l/mn	PR °C	N _a .10 ⁻³ cycles	N _R .10 ⁻³ cycles	N _p .10 ⁻³ cycles	HVS	HVSC	R _d	E ₆₅₀ mm
32 M 5 REPERE D 9	1	880	150	300	-1 -2	1,8 3,657	2,2 4,6	0,4 0,943	797	433.5	1.84	0.23
	2	840	150	300	-1 -2	9,177 109,828	11,4 111,70	2,223 01,872	670	332	2.02	0.15
	3	880	100	300	-1 -2	5,830 13,201	7,8 16	1,97 2,799	730.5	332.5	2.20	0.16
	4	840	100	300	-1 -2	16,560 12,42	18,9 16,1	2,34 3,68	783	341	2.295	0.24
	5	880	150	100	-1 -2	4,778 5,594	6,7 6,3	1,912 0,706	809	428	1.89	0.22
	6	840	150	100	-1 -2	9,798 16,629	12,2 19,5	2,402 2,871	736	352	2.09	0.10
	7	880	100	100	-1 -2	3,243 6,6	3,7 6,6	0,457 0	764	381.5	2	0.15
	8	840	100	100	-1 -2	4,4 2	4,4 2	0 0	790	397.5	1.99	0.23
	9	880	150	300	0 +1	12,765 6,072	14,6 7,7	1,835 1,628	707	362.5	1.95	
	10	840	150	300	0 +1	25,056 14,427	27,1 18	2,044 3,573	734	334	2.20	
	11	880	100	300	0 +1	8,521 0,6156	11,7 2,3	3,179 1,6844	796	370	2.15	0.19
	12	840	100	300	0 +1	5,011 5,677	16,7 7	11,689 13,23	797	385.5	2.07	0.2
	13	880	150	100	0 +1	15,870 3,933	22,1 4,9	6,23 0,967	706	362	1.95	
	14	840	150	100	0 +1	2,052 2,889	4,3 4,7	2,248 1,811	726	353.5	2.05	
	15	880	100	100	0 +1	8,213 9,126	8,8 10	0,587 0,874	806	422.5	1.91	0.25
	16	840	100	100	0 +1	6,624 9,280	9,4 10,5	2,776 1,22	804	388.5	2.07	0.18

Tableau III.6 (suite)

Nuance	N° du traitement	Traitement de carbonitruration				Résultats de fatigue			Résultats de microdureté			
		T _A °C	T _{HT} °C	NH ₃ l/mn	PR °C	N _a .10 ⁻³ cycles	N _R .10 ⁻³ cycles	N _p .10 ⁻³ cycles	HV _S	HV _{SC}	R _d	E ₆₅₀ mm
32 M 5 REPERE D 9	17	820	125	200	0 -1	21,159 13,259	23,9 13,7	2,741 0,441	766	406.5	1.88	0.22
	18	900	125	200	0 -1	10,798 2,484	11,3 3,1	0,502 0,616	767	398	1.93	0.24
	19	860	75	200	0 -1	16,128 8,970	21,3 15,7	5,172 6,73	804	343.5	2.34	0.27
	20	860	175	200	0 -1	13,179 21,036	18,1 24,6	4,921 3,564	761	367	2.07	0.25
	21	860	125	0	0 -1	11,187 7,455	12,6 9,4	1,413 1,945	540	334.5	1.61	
	22	860	125	400	0 -1	1,162 0,547	1,6 1,5	0,438 0,953	777	353	2.2	0.17
	23	860	125	200	+2 +1	10,020 12,448	11 15,5	1,020 3,052	724	354.5	2.04	
	24	860	125	200	-2 -3	6,681 5,416	8,2 6,7	1,519 1,284	809	380.5	2.126	
	25	860	125	200	0 -1	9,234 26,013	10 27,6	0,766 1,587	796	342	2.33	0.11
	26	860	125	200	0 -1	13,680 3,625	14,2 4,6	0,52 0,975	809	378.5	2.14	
	27	860	125	200	0 -1	3,933 2,386	5,7 3,2	1,767 0,814	808.5	411.5	1.96	0.2
	28	860	125	200	0 -1	3,249 6,840	5,3 7,2	2,051 0,36	823	388	2.12	0.25
	29	860	125	200	0 -1	7,176 1,231	8,6 1,8	1,424 0,569	776	375.5	2.07	0.21
	30	860	125	200	0 -1	10,396 14	11,1 14,1	0,704 0,1	803	372	2.16	0.28
31	860	125	200	0 -1	7,548 9,126	8,2 9,6	0,652 0,474	755	339	2.23		



Les nombres de cycle à l'amorçage "N_a" et le nombre de cycle total "N_R" se déduisent aisément de ces courbes de plus un compteur de cycles sur la machine en permet le contrôle.

Les tableaux (III.4, III.5, III.6) donnent les résultats obtenus en microdureté et fatigue pour les trois nuances. On constate que les plus fortes valeurs de la durée de vie sont obtenues pour des courbes de microdureté présentant une valeur faible près de la surface des pièces (traitements n°2, 6, 10, 17).

II.3. Mesure des teneurs en carbone et azote des couches

Les mesures ont été effectuées dans les laboratoires de la Régie Nationale des Usines Renault par spectroscopie à décharge lumineuse. Cette technique mise au point récemment [réf.6], nous a permis d'obtenir la variation continue de la composition en azote et en carbone de la couche pour la nuance 27 MC 5.

Dans le tableau (III.7) nous donnons le taux de carbone et d'azote près de la surface pour les 31 essais.

Nuance	N° du Traitement	% de carbone et d'azote			N° du Traitement	% de carbone et d'azote		
		C %	N %	C+N %		C %	N %	C+N %
27 MC 5 REPERE D5	1	0.625	0.365	0.99	17	0.636	0.82	1.456
	2	0.674	0.765	1.439	18	0.492	0.26	0.752
	3	0.577	0.84	1.417	19	0.551	0.49	1.041
	4	0.572	0.725	1.297	20	0.486	0.405	0.891
	5	0.620	0.225	0.845	21	0.528	0.08	0.608
	6	0.727	0.695	1.422	22	0.572	0.785	1.357
	7	0.658	0.205	0.863	23	0.513	0.785	1.298
	8	0.695	0.55	1.245	24	0.588	0.72	1.308
	9	0.497	0.5	0.997	25	0.529	0.55	1.079
	10	0.636	0.755	1.391	26	0.567	0.65	1.217
	11	0.609	0.365	0.974	27	0.551	0.48	1.031
	12	0.609	0.8	1.409	28	0.567	0.715	1.282
	13	0.470	0.255	0.725	29	0.545	0.525	1.07
	14	0.502	0.58	1.082	30	0.540	0.777	1.317
	15	0.535	0.163	0.698	31	0.535	0.68	1.215
	16	0.588	0.59	1.178				



Tableau III.7

% C et N obtenus (à 20 μ de la surface) par décharge électroluminescente

III - ANALYSE METALLOGRAPHIQUE

III.1. Microdureté - Micrographie

Parmi les traitements envisagés nous avons rencontré pour les couches trois comportements principaux :

a) Couche carbonitrurée pauvre en austénite retenue

(fig.III.3.a)

la microdureté Vickers décroît régulièrement à partir de la surface

b) Couche carbonitrurée riche en austénite retenue

(fig. III.3.b)

la microdureté passe par un maximum, la dureté en surface est faible.

c) Couche carbonitrurée avec précipités

(fig.III.3.c)

la microdureté passe par un maximum, la dureté en surface est faible (Nous montrerons par l'analyse en Rayons X qu'elle est due à un phénomène de précipitation).

Des observations similaires ont déjà été faites par Beck et al. [réf.7].

Ces trois allures des courbes de microdureté sous-entendent une répartition et une intensité différente des contraintes résiduelles. De plus, dans le cas où l'austénite est abondante la couche est susceptible de s'adapter aux sollicitations par un phénomène d'accommodation [réf.8].

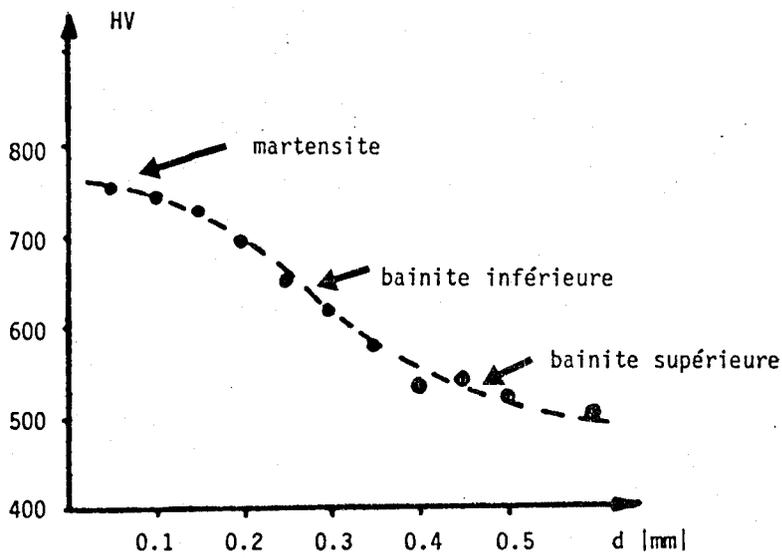


Figure III.3.a

Réf. : 27 MC5

Traitement n° 21

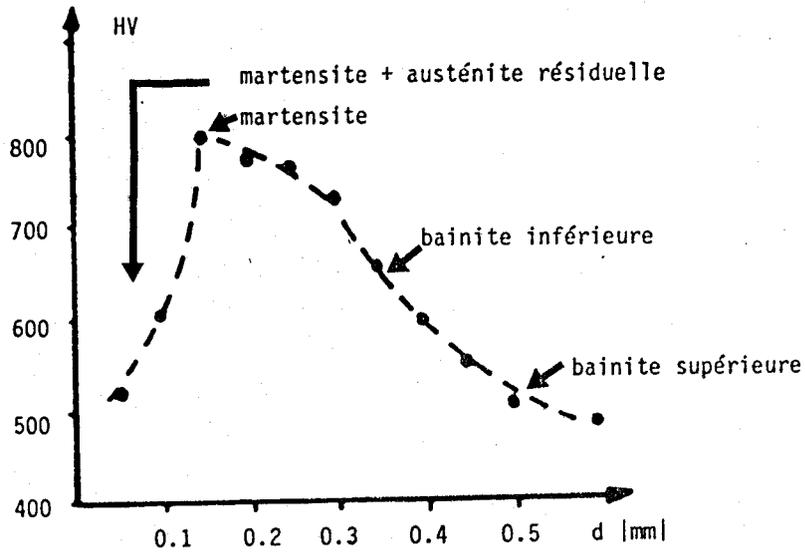


Figure III.3.b

Réf. : 27 MC5

Traitement n° 2

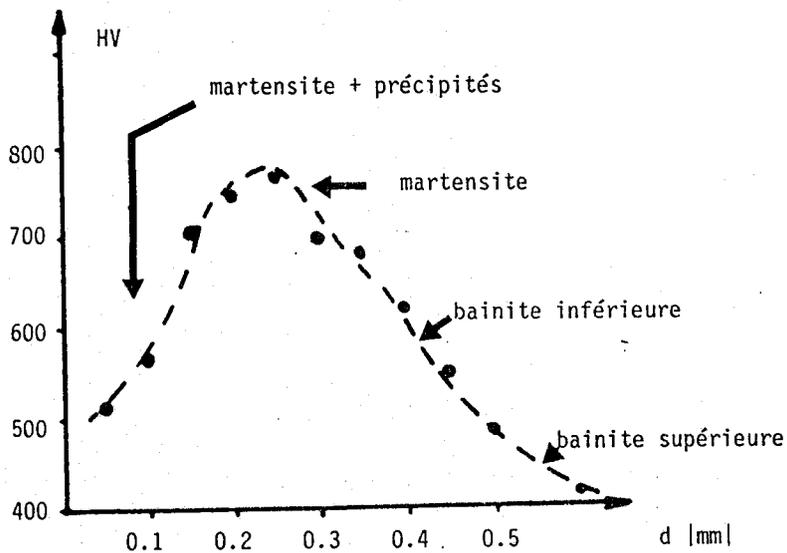


Figure III.3.c

Réf. : 27 MC5

Traitement n° 10

III.2. Fractographie

L'examen a été réalisé par microscopie électronique en balayage sur les 3 nuances d'acier pour des échantillons ayant donné une grande durée de vie en fatigue et rompus en flexion.

a) Nuance 32 M5 (essai n° 17)

Le nombre de cycles à rupture est : $2,39.10^4$

On peut distinguer macroscopiquement :

- l'entaille mécanique
- la couche carbonitrurée
- la zone fatiguée
- la zone rompue en flexion

Dans l'entaille, on peut remarquer de nombreuses fissures de grande taille, ce qui suppose qu'il y a eu amorçage en surface ou dans une zone très voisine ($<100 \mu$).

La couche carbonitrurée présente un aspect granuleux très fin par rapport à la matrice où les grains sont plus grands (photographie n°1).

La photographie n°2 indique une rupture mixte dans la zone rompue en flexion, on rencontre aussi bien des clivages que des ruptures ductiles.

On ne distingue pas à ce grossissement la transition fatigue - flexion bien que les clivages n'apparaissent que dans la zone rompue en flexion.

b) Nuance 27 MC5 (essai n° 20)

Le nombre de cycles à rupture est : $2,24.10^4$

On peut noter encore l'allure granuleuse très fine de la couche carbonitrurée comme pour la nuance 32 M5. De même dans l'entaille de nombreuses fissures superficielles prouvent que l'amorçage a lieu en surface.

La photographie n°3 montre de nombreuses décohésions dans la zone fissurée en fatigue. La photographie n°4 montre un faciès ductile à cupules loin de la zone fatiguée, les fissures ductiles sont de grande taille.

c) Nuance 27 CD4 (essai n°17)

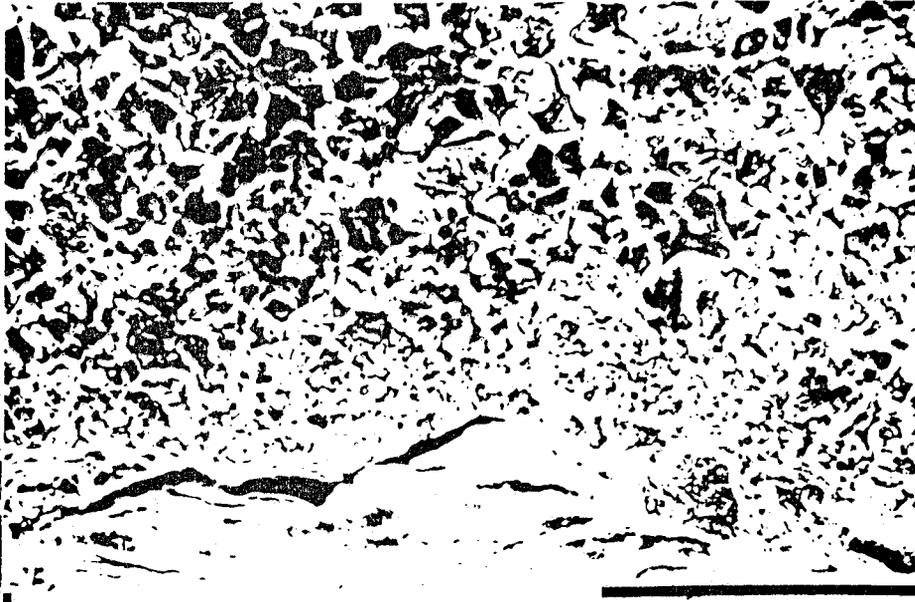
Le nombre de cycles à rupture est : $2,24.10^5$

On peut noter une fois encore l'aspect granuleux très très fin de la zone fissurée en fatigue. Cependant on trouve des fissures fines ou décohésions aussi bien dans la zone fatiguée que dans la zone rompue en flexion.

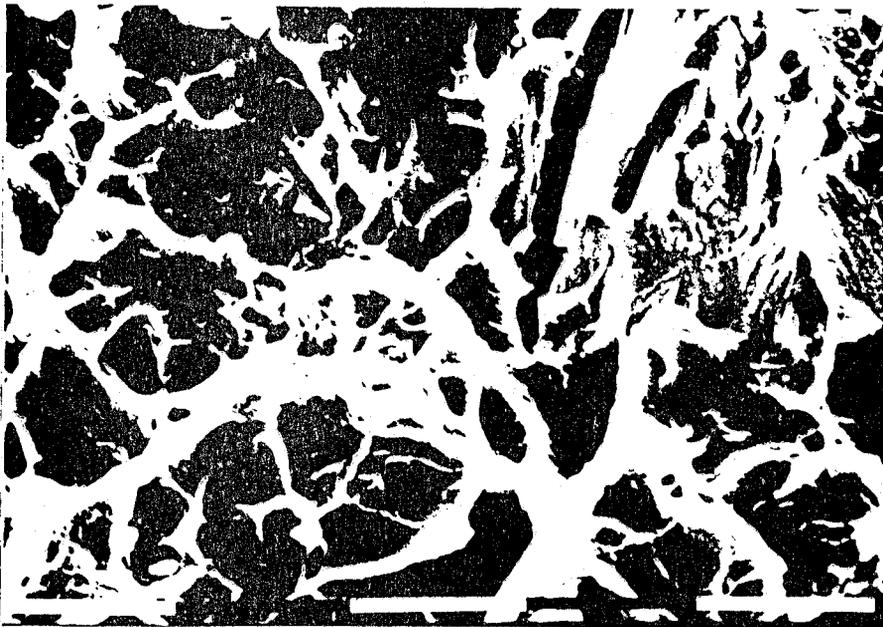
La photographie n°5 montre le bord de l'entaille fissurée, la couche carbonitrurée et la matrice rompue en fatigue.

Remarques générales :

Même à très fort grossissement, nous n'avons pu déceler de stries de fatigue; on ne peut pas discerner avec précision la transition entre la zone fatiguée et la zone rompue en flexion.



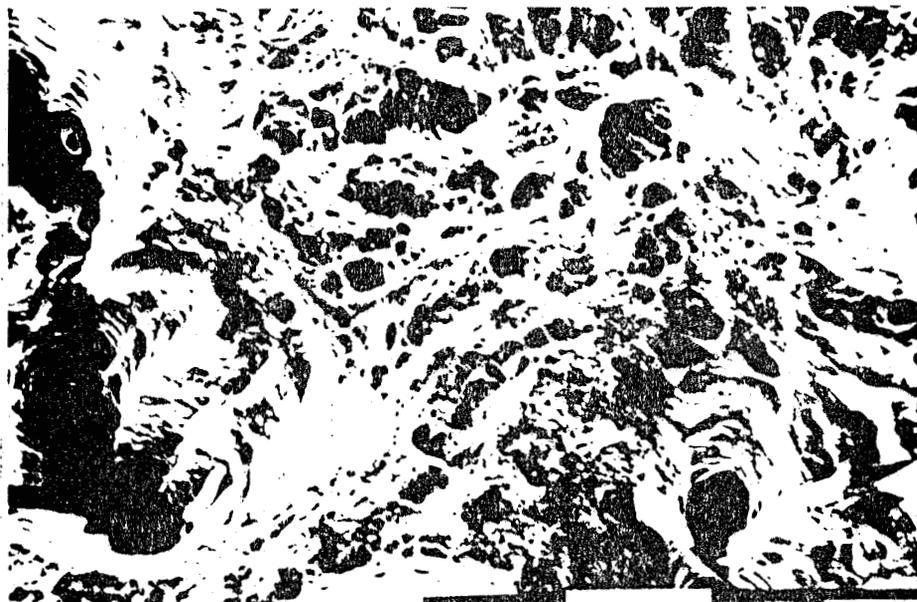
Photographie n°1 - Nuance 32M5 essai n°17



Photographie n°2 - Nuance 32M5 essai n°17



Photographie n°3 - Nuance 27 MC5 essai n°20



Photographie n°4 - Nuance 27 MC5 essai n°20



Photographie n°5 - Nuance 27 CD4 essai n°17

III.3. Analyse aux rayons X

Comme nous l'avons vu précédemment on peut avoir une dureté faible en extrême surface des couches carbonitrurées, la plupart du temps ceci est dû à une présence importante d'austénite retenue, dans les autres cas on observe peu d'austénite.

Nous avons donc analysé par rayons X la couche carbonitrurée d'un 27 MC5 présentant cette particularité.

Par enlèvement de matière à partir de la surface jusqu'à 0,2 mm nous avons pu observer l'évolution de la structure cristallographique (fig.III.4).

- à 0,06 mm on note la présence d'austénite. L'enregistrement donne des pics symétriques qui indiquent la présence de ferrite ou de martensite très peu chargée en carbone.

- à 0,1 mm : présence d'austénite, la dissymétrie des pics α indiquent la martensite

- à 0,15 mm : les pics α sont moins dissymétriques

- à 0,2 mm : l'austénite a pratiquement disparu. Les pics α sont de nouveau symétriques et indiquent la présence de bainite : ce que montre l'observation au microscope.

Simon et al. [réf.9] ont montré que la forte affinité du chrome pour l'azote ainsi que la grande stabilité des nitrures ou carbonitrures formés explique que l'austénite n'est pas homogène comme le laisserait prévoir la teneur en carbone et en azote de l'alliage. Dans la zone superficielle de la couche carbonitrurée la transformation serait donc de type bainitique tandis que dans les zones plus profondes la transformation est martensitique.

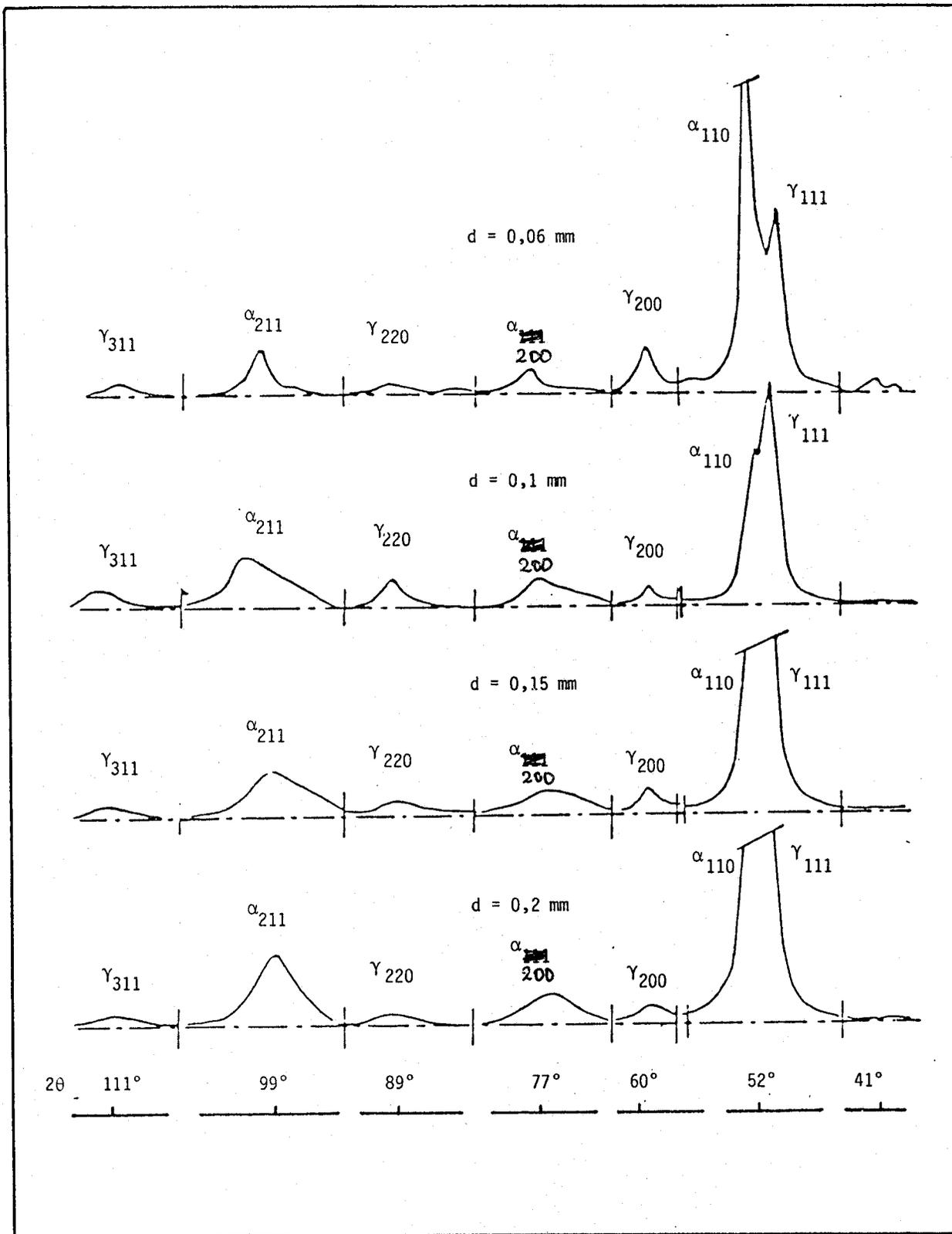


Figure III.4

Examen aux Rayons X à différentes profondeurs de la couche carbonitrurée
(acier 27 MC5)

BIBLIOGRAPHIE : CHAPITRE III

- [1] Recueil de normes françaises, produits sidérurgiques, nuances et qualités - I, Tome 1, Afnor, bns, 1978, p.221-230.
- [2] G.V. KARPENKO, V.I. POKHMUROVSKII, V.B. DALISOV and V.S. ZAMIKLOVSKII
Influence of diffusion coatings on the strength of steel, 1979, A. Aladjem, Editor.
- [3] J. POMEY, F. GOUTEL, A. VERAGEN et R. LE ROUX
Les trois mécanismes de traitement par carbonituration et trempe. Revue de métallurgie, XLVIII, N°9, 1951, p.665-680.
- [4] J.P. PEYRE et C. TOURNIER
"Choix d'un traitement superficiel : la carbonituration"
CETIM - Informations n°68.
- [5] J. LESAGE et J. DEQUENNE
Méthode de planification Expérimentale appliquée à la recherche des conditions optimales de frittage du dioxyde de titane. Rev. Int. Hautes Temper. Refract. Fr., 1981, p.235- 245.
- [6] Mme M. CHEVRIER - M.R. EL HATK
Le spectromètre à décharge lumineuse - Un nouvel outil de connaissance des filiations chimiques provoquées par les traitements thermiques
Traitement Thermique - N°168 - 1982.

[7] G. BECK, B. MIGNOT, A. LALLEMANT et A. SIMON

Etude de la cinétique de transformation de l'austénite carbonitrurée en phase gazeuse. Anomalies superficielles de trempabilité. Traitement Thermique n°84, Avril 74, p.45- 54.

[8] A. DIAMENT, R. EL HAIK, R. LAFONT et R. WYSS

Tenue en fatigue superficielle des couches carbonitrurées et cémentées en relation avec la répartition des contraintes résiduelles et les modifications du réseau cristallin apparaissant en cours de fatigue. Traitement thermique n°87, 1974, p.87- 97.

[9] A. SIMON, A. LORENZO, G. BECK et A. LALLEMANT

Influence des éléments d'alliage sur la décomposition au cours de la trempe de l'austénite carbonitrurée en phase gazeuse. Journées Métallurgiques d'Automne 1-4 octobre 1973.

C H A P I T R E I V

INFLUENCE DES PARAMETRES METALLURGIQUES
SUR LA DUREE DE VIE DES PIECES CARBONITRUREES
DISCUSSION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

La durée de vie d'une éprouvette d'acier carbonitrurée est le paramètre le plus immédiatement intéressant pour la conception de pièces mécaniques à l'échelle industrielle. En fait, il est utile de s'interroger sur les trois périodes de dégradation de la pièce : amorçage de la fissure en fatigue - propagation de la fissure et rupture finale.

Le comportement d'un matériau lors de ces trois périodes dépend de caractéristiques structurales différentes. Compte tenu du domaine d'application (industrie automobile) et de la taille des pièces concernées, l'importance croissante des trois stades s'établit dans l'ordre suivant : rupture sous charge monotone ou statique, propagation puis amorçage; c'est l'ordre que nous suivrons dans cette discussion.

IV.1. Rupture finale

Il s'agit d'évaluer le comportement du matériau par un essai monotone ou sous l'action d'un choc ou lors d'une surcharge accidentelle. Nous avons une idée de ce comportement à partir des charges de rupture en traction ou en flexion. Ces valeurs sont rassemblées dans le tableau suivant [réf.1] :

Nuance	Traitement de référence (°C)	Caractéristiques mécaniques			
		R _{0.002} N/mm ²	R N/mm ²	A %	KCU à +20°C daJ/cm ²
27 CD4	Trempé huile : 850 Revenu : 550	835	980 1230	11	6
27 MC5	Trempé huile : 850 Revenu : 550	980	1230 1570	8	4
32 M5	Trempé huile : 860 Revenu : 200	735	1230 1080	12	5

Les caractéristiques statiques dépendent de la nature de l'alliage, des éléments d'alliages, et des traitements thermiques. Dans le cas des alliages étudiés ici ces valeurs sont comparables.

La figure (IV.1) met en évidence la corrélation classique entre le produit $R \times A \%$ et la résilience.

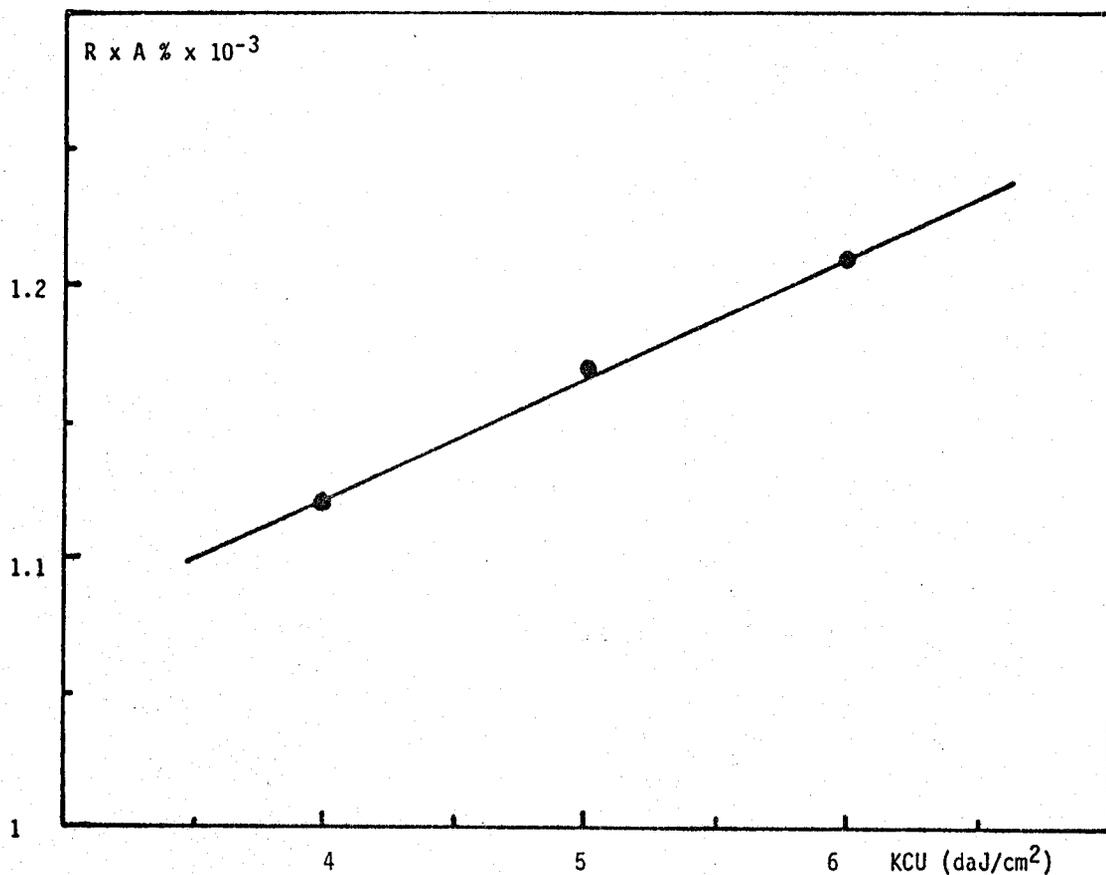


Figure IV.1

Corrélation entre le produit $R \times A \%$ et la résilience KCU

Il faut signaler que ces valeurs de référence ne sont pas les résiliences des échantillons carbonitrurés qui diffèrent d'une part par la forme de l'éprouvette (Charpy U dans un

cas et entaille semi-circulaire pour les échantillons carbonitrurés) et d'autre part à cause du traitement de surface qui peut entraîner des modifications de la résilience. Les valeurs obtenues par un essai charpy instrumenté [réf.2] montrent qu'elles peuvent varier sensiblement en fonction du traitement de carbonituration (tableau IV.1).

Nuance	Résilience en daJ	
	Valeur mini	Valeur maxi
27 CD4	5	10
27 MC5	5	11,25
32 M5	5	8,75

Tableau IV.1

Valeurs extrêmes de résilience pour les nuances
27 CD4, 27 MC5, 32 M5 carbonitrurées [réf.3]

La valeur correspondante à K_{IC} est en fissuration dynamique appelée K_{Id} . K_{Id} est obtenue pour la valeur maximale de ΔK à rupture. K_{Id} n'est en effet qu'une limite inférieure de K_{IC} .

Par analogie avec la corrélation linéaire entre K_{IC} statique et KV obtenue par $K_{IC} = 19(KV)^{\frac{1}{2}}$ [réf.4]. (où KV est l'énergie de rupture pour l'éprouvette Charpy V en Joules et K_{IC} en $MPa\sqrt{m}$).

Nous avons cherché une relation du même type avec K_{Id} .

On observe que la pente de la droite moyenne est de 0,925 et l'on peut écrire en tenant compte du fait que

l'entaille de nos éprouvettes est semi-circulaire :

$$K_{Id} = 20,54 (KU')^{\frac{1}{2}}$$

où KU' est l'énergie de résilience pour des éprouvettes de type charpy à entaille semi-circulaire

Ce résultat montre la cohérence et la validité des méthodes utilisées. Le traitement thermique choisi, en modifiant la structure du cœur de l'éprouvette influe sur la valeur de la résilience, il faut cependant tenir compte de l'aire relative de la section (20 % environ) correspondant à un enrichissement en carbone et azote. Cet effet est bien entendu d'autant plus sensible que l'épaisseur des pièces est faible.

IV.2. Propagation

Les valeurs obtenues pour les constantes C et m qui apparaissent dans la relation de PARIS ERDOGAN

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

montrent que le modèle simple dit du COD qui conduit à $m = 2$ ne convient pas puisque nos valeurs sont en général voisines de 4 ce qui est conforme aux résultats obtenus par d'autres auteurs pour la propagation des fissures dans les aciers. Cette valeur de m suggère que les modèles de fissuration fondés sur une propagation par cycle proportionnelle au carré du rayon de la zone plastifiée donc à $(\Delta K)^4$. Une revue de ces différents modèles est fournie par YOKOBORI [réf.5] qui analyse l'influence de la taille du grain à partir de l'équation de PARIS formulée de la manière suivante :

$$\frac{da}{dN} = B \left(\frac{\Delta K}{\sqrt{s} \sigma_c} \right)^n \quad (2)$$

où s est une mesure de longueur qualifiée d'appropriée.

et σ_c a les dimensions d'une contrainte

En fait cette formulation est inspirée par des considérations dimensionnelles très simples et part du principe que parmi les nombreux modèles théoriques ou ajustements aucun n'est parfaitement adapté.

L'intérêt de la loi de PARIS est de permettre une comparaison aisée entre les différents résultats expérimentaux et d'examiner comment les coefficients C et m peuvent être affectés par des paramètres structuraux. En supposant que B est homogène à une longueur on peut voir que les constantes C et m sont liées puisque :

$$\text{Log } C = \text{Log } B - \frac{m}{2} \text{Log } s - m \text{Log } \sigma_c$$

La relation précédente permet alors d'interpréter simplement la corrélation $m = f(\text{log } C)$ que nous avons établie (Figure IV.2 a, b).

Cette corrélation suppose que les valeurs "appropriées" de σ_c et s sont pratiquement constantes.

Dans ce cas m devient le paramètre important est nous faisons l'hypothèse que m est une fonction des paramètres structuraux comme la taille de grain d , la nature des phases en présence, la vitesse des dislocations v , la densité de dislocations ρ , la présence de martensite, les concentrations en éléments d'alliages, etc.

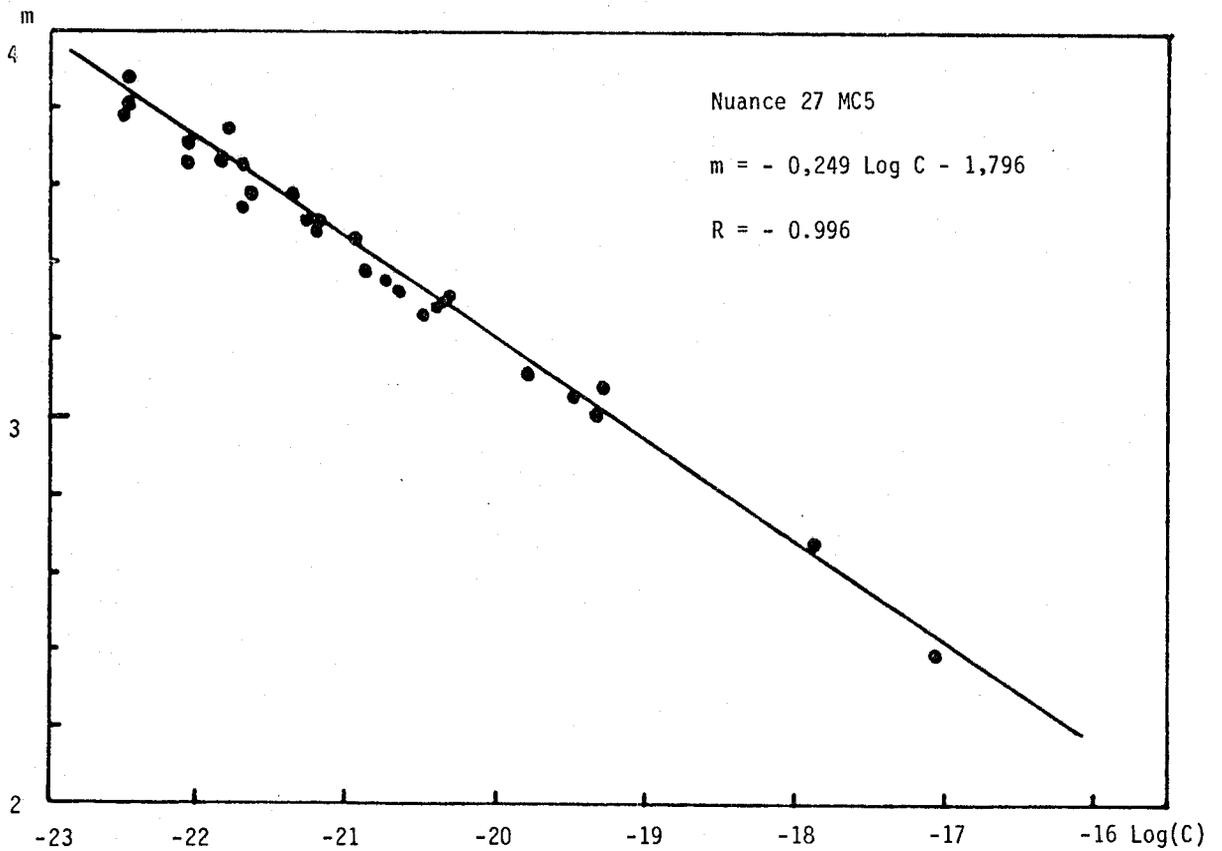
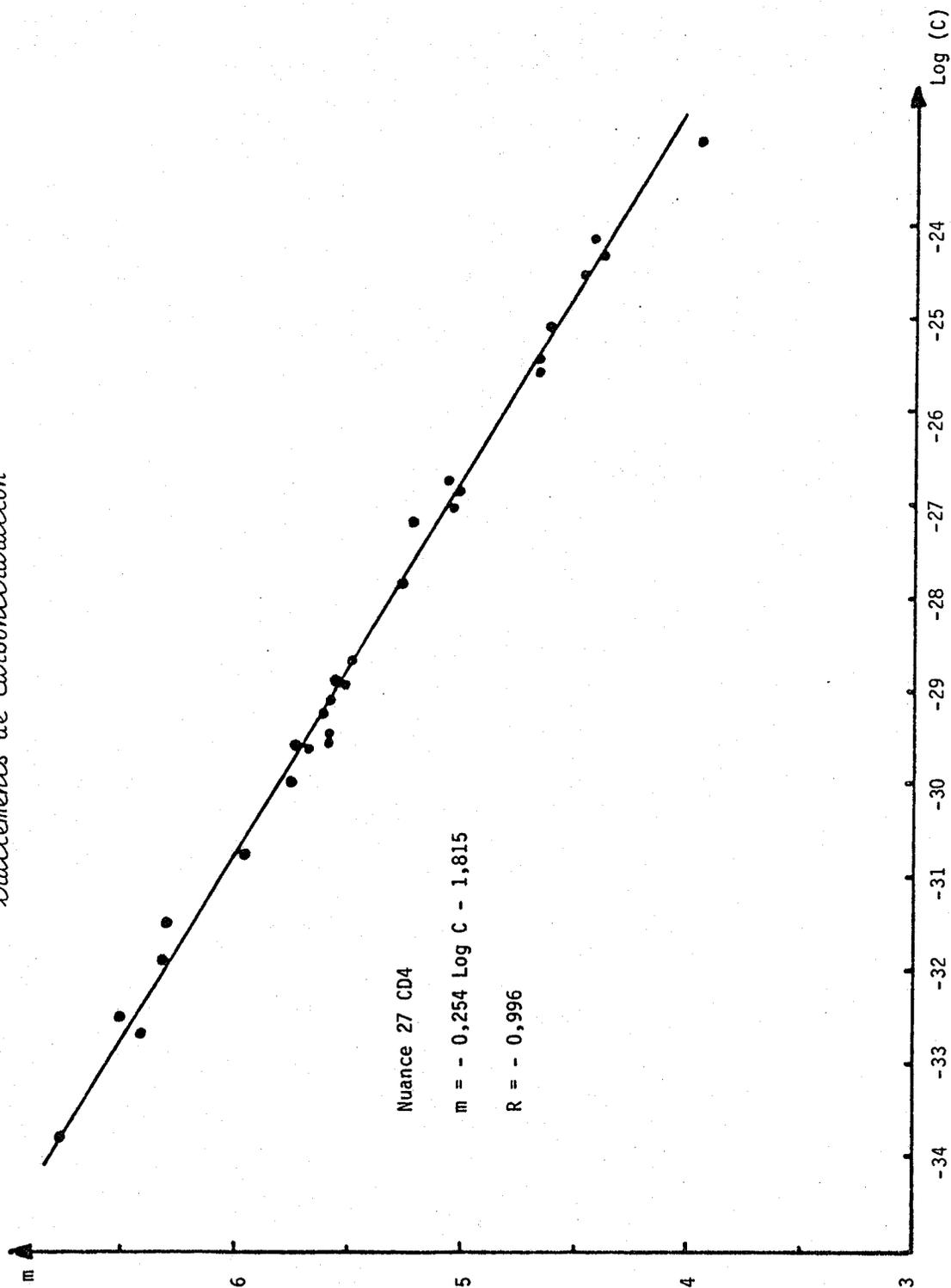


Figure IV.2.a

Variation de l'exposant m de la relation de PARIS en fonction du logarithme de la constante C de cette relation, pour la nuance 27 MC5 à différents traitements de carbonituration



Figure IV.2.b
Variation de l'exposant m de la relation de PARIS en fonction du logarithme
de la constante C de cette relation pour la nuance 27 CD4 à différents
traitements de carbonituration



Dans cette analyse nous supposons que les conditions de sollicitations sont invariables avec $R \approx 0$ ($R = 0$ est impossible à réaliser avec le montage en flexion trois ou quatre points utilisé) et que les facteurs géométriques et les conditions de surface ne jouent pas un rôle décisif au niveau de la propagation de la fissure.

Nous ne nous sommes pas interrogés sur le caractère invariable de la constante B introduite par YOKOBORI. En fait l'influence éventuelle des paramètres métallurgiques et structuraux sur B est mesurée par l'écart entre les valeurs expérimentales de C et m avec la corrélation linéaire :

$$\text{Log } C = C_1 - mC_2$$

Les imprécisions évidentes liées à cette corrélation et le caractère "arasant" lié au passage de (da/dN) à $\text{Log}(da/dN)$ et au passage de ΔK à $\text{Log}(\Delta K)$ ne permettent pas d'éliminer la possibilité d'une influence de paramètres structuraux sur B, mais nous sommes incapables d'en préciser l'importance.

Dans le cas de l'étude présente nous pouvons penser que les corrélations "m-structures" couplées aux corrélations "limite élastique (σ_e) - structure" - "contrainte à la rupture (R) - structure" - "coefficient d'écrouissage monotone (α) - structure" - "coefficient d'écrouissage cyclique (β) - structure" permettent dans certains cas de préciser l'influence des paramètres métallurgiques sur m en étudiant les corrélations $(m-\sigma_c)$, $(m-R)$ - $(m-K_{I_D})$ etc.

Nous examinerons plus précisément les corrélations $(m-\sigma_e)$ et $(m-K_{I_D})$.

Pour examiner l'influence des paramètres métallurgiques sur m , il convient d'estimer les conséquences du caractère plus ou moins constant de B , s et σ_c dans la formule (2).

Les valeurs de m observées dans les aciers étudiés montrent que le coefficient m varie ici entre 3 et 8 suivant les nuances.

Examinons deux courbes $da/dN = f(\Delta K)$ obtenues pour des valeurs de m_1 et m_2 avec $m_1 < m_2$ (Fig. IV.3).

La figure (IV.3) montre que le taux de propagation par cycle est, si $\Delta K < \sigma_c \sqrt{s}$, d'autant plus grand que m est faible et qu'au-delà de $\sigma_c \sqrt{s}$ le phénomène est inversé.

Il est alors important de savoir si cette inversion de comportement se produit dans le domaine de variation de ΔK effectivement exploré ou à l'extérieur de cet intervalle.

La figure (IV.3) montre qu'en général la valeur critique $\sigma_c \sqrt{s}$ ne se situe pas au milieu de l'intervalle de variation de ΔK mais plutôt du côté de la borne inférieure.

Les études expérimentales de YOKOBORI et col. [réf.6,7] sur des aciers ferritiques à bas carbone 0,05 et 0,08 % en poids de carbone montrent que le coefficient m de la loi de PARIS est une fonction linéaire décroissante de l'inverse de la racine carrée de la taille du grain. Cette relation de type HALL-PETCH conduit donc à une corrélation linéaire entre m et la limite élastique.

Nous remarquons sur la figure (IV.3) que les deux valeurs de m obtenues 3,96 et 2,68 correspondent respectivement à des traitements de carbonituration réalisés à 860 et 820°C.

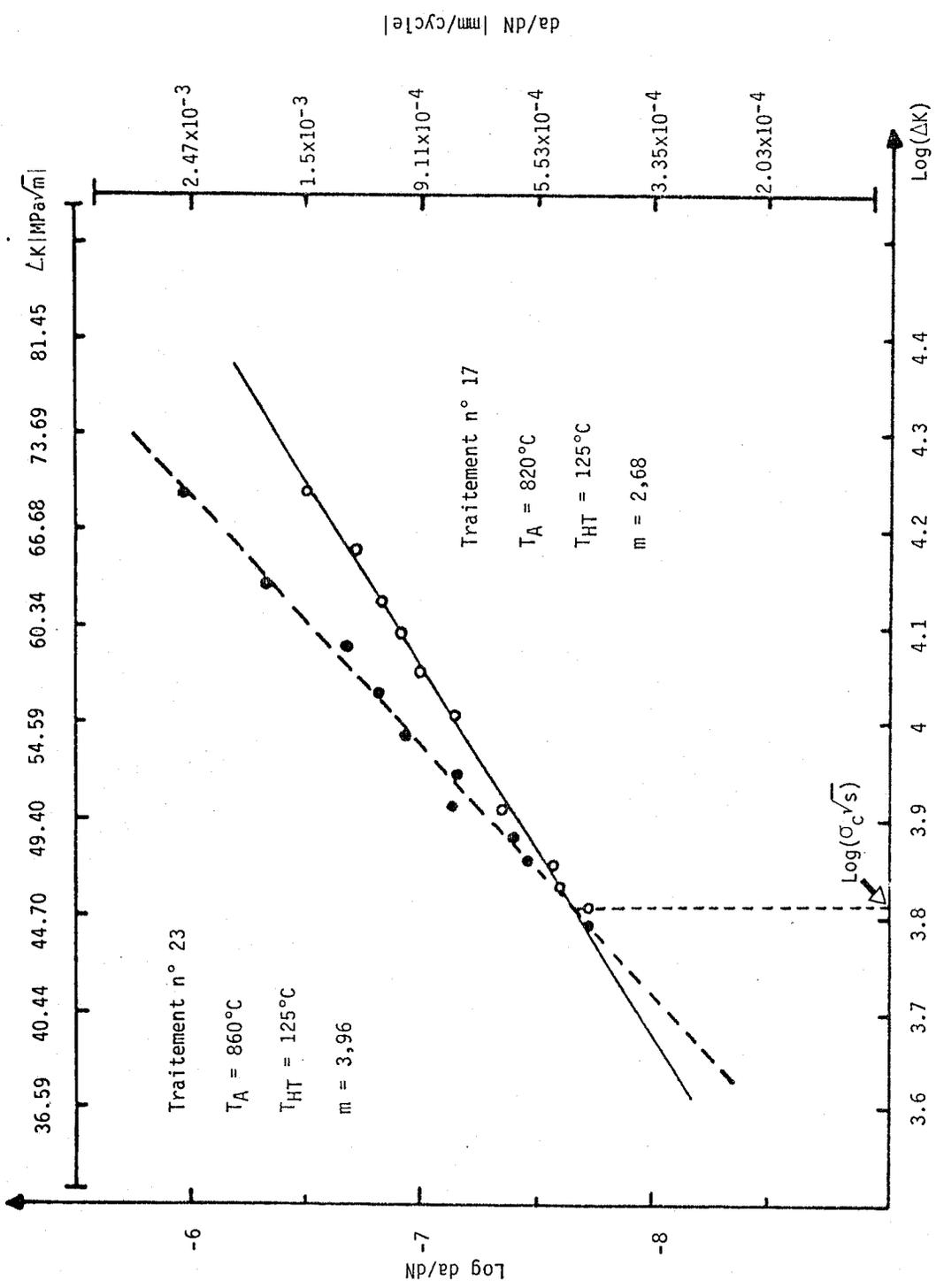


Figure IV.3

Vitesse de propagation des fissures en fonction du facteur d'intensité de contraintes pour la nuance 27 MC5 à deux traitements de carbonituration (N° 17 et 23)

m est donc d'autant plus élevé que la température de traitement est élevée et donc que la taille du grain est importante. Ce résultat est donc cohérent avec la corrélation proposée par YOKOBORI. Nous avons étudié la corrélation entre m et la limite élastique (Fig.IV.4), la pente obtenue est voisine de celle de la droite de régression tracée par YOKOBORI.

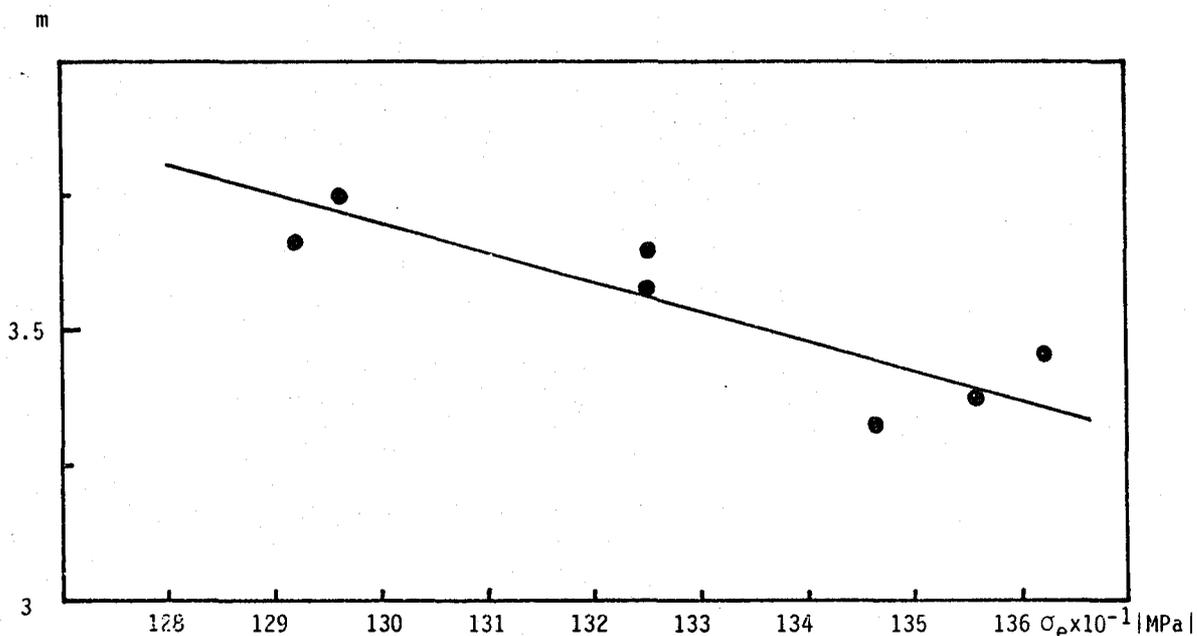


Figure IV.4

Corrélation entre l'exposant m de la relation de PARIS et la limite élastique pour la nuance 27 MC5 (Traitements correspondants à une température d'austénitisation de 880°C)

La variation de m avec k_{IC} a été étudiée par RITCHIE et KNOTT [réf.8] sur des aciers faiblement alliés. Nous avons obtenu une variation comparable mais en remplaçant K_{IC} par K_{Id} (Fig.IV.5). m est une fonction décroissante de K_{Id} .

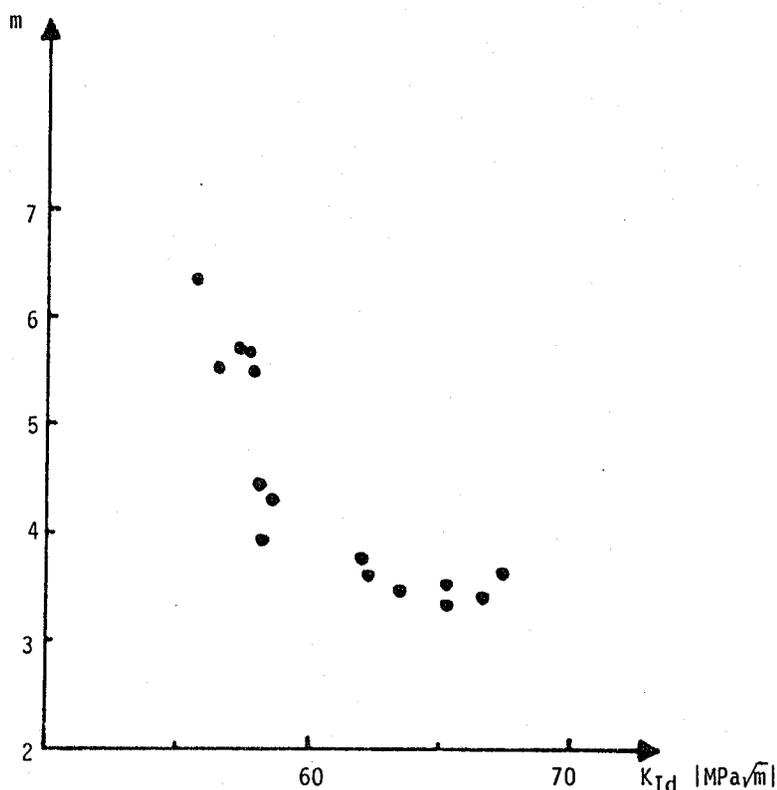


Figure IV.5

Relation entre l'exposant m de la relation de PARIS et la ténacité K_{I_D} pour les deux nuances 27 MC5 et 27 CD4 à différents traitements

Dans le cadre des essais réalisés ici les valeurs les plus élevées de m correspondent aux taux de propagation par cycle les plus élevés et nous voyons que plus un matériau est fragile plus la propagation est rapide par conséquent la ténacité de l'acier de carbonituration conditionne de la même manière la fissuration et la rupture monotone. Ce paramètre est donc très important pour les applications précises.

IV.3. Amorçage

L'effet bénéfique d'une couche comprimée sur la tenue en fatigue des pièces est bien connu. Pour la carbonituration destinée à l'industrie automobile, l'intérêt réside surtout dans l'augmentation de la période d'amorçage N_a . Malheureusement cette amélioration est rarement mesurée de manière quantitative.

L'amélioration des caractéristiques des couches pour un même matériau dépend de :

- la teneur en austénite retenue
- l'épaisseur de la couche
- la dureté superficielle, dureté maximum vis-à-vis de la dureté à cœur
- le rapport entre l'épaisseur de la couche et l'épaisseur de la pièce
- l'intensité et la répartition des contraintes résiduelles de compression
- l'évolution des contraintes au cours des sollicitations

L'interdépendance de ces facteurs entraîne une difficulté certaine d'évaluer le rôle de chacun d'eux sur l'effet bénéfique constaté.

Dans ce paragraphe nous examinons les relations liant N_a à N_R et quelques corrélations possibles entre N_a et certaines caractéristiques des couches.

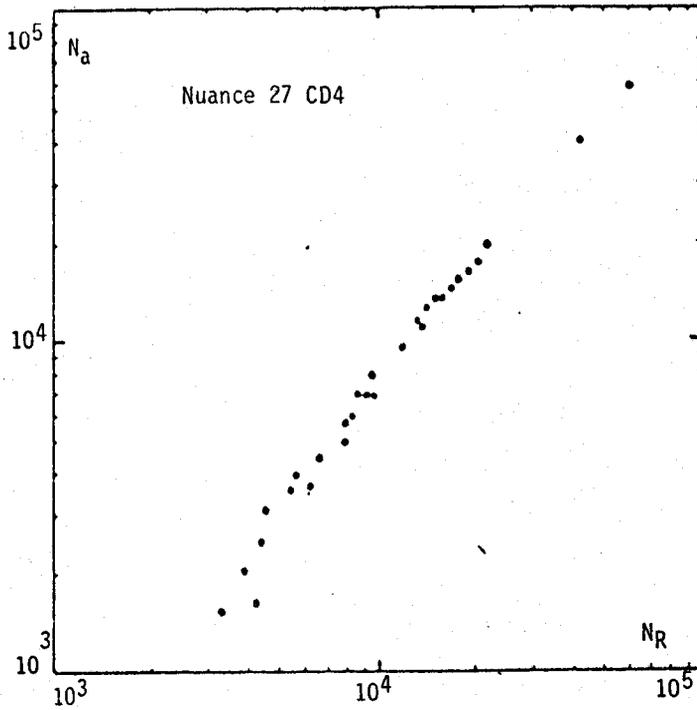


Figure IV.6.a

Durée de la phase d'amorçage en fonction de la durée de vie

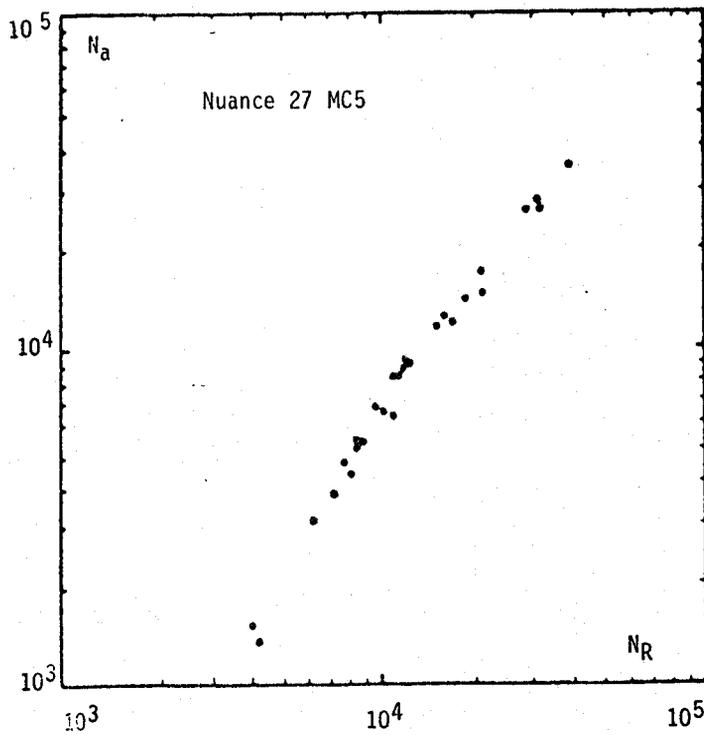


Figure IV.6.b

Durée de la phase d'amorçage en fonction de la durée de vie



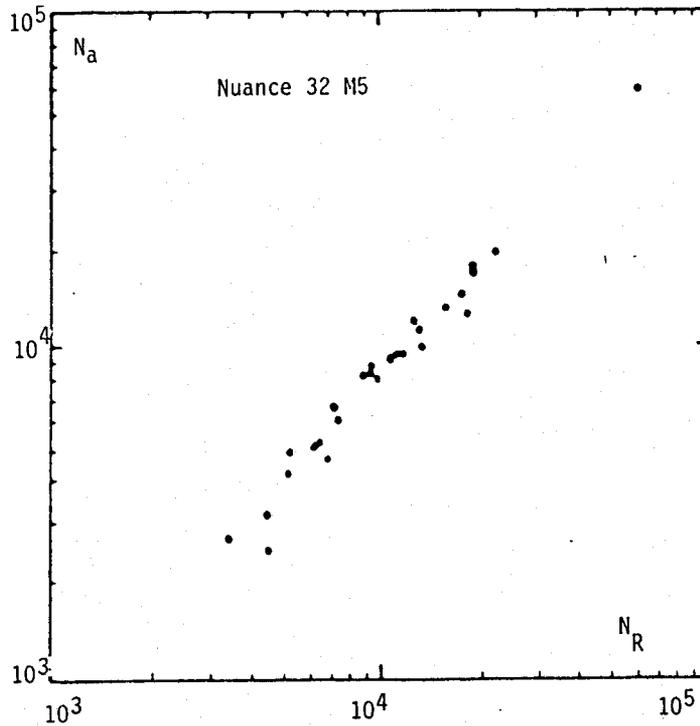


Figure IV.6.c
Durée de la phase d'amorçage en fonction de la durée de vie

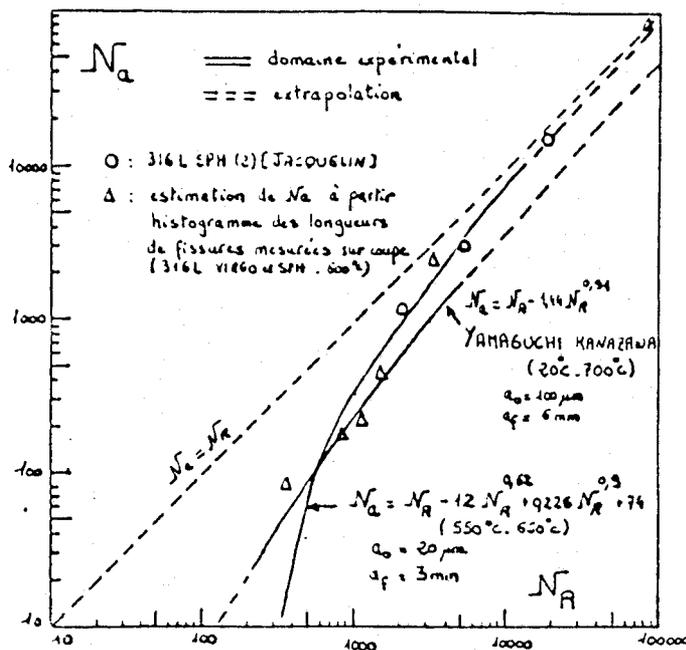


Figure IV.6.d
Durée de la phase d'amorçage en fonction de la durée de vie
(d'après [9])

IV.3.1 Relation entre la durée de vie à l'amorçage et la durée de vie totale

Les variations de la durée de vie à l'amorçage " N_a " en fonction de la durée de vie totale " N_R " sont reportées sur les figures (IV.6.a-b-c) relatives aux trois nuances étudiées pour les divers traitements de carbonituration. On constate une allure identique à celle obtenue par C. LEVAILLANT [réf.9] sur des aciers type AISI 316L (figure IV.6.d). Ces résultats indiquent que dans le domaine de durée de vie compris entre 10^3 et 10^4 , le nombre de cycles d'amorçage représente une fraction importante de la durée de vie. On peut remarquer un comportement similaire entre la nuance 27 MC5 et 27 CD4 ou lorsque N_R est $< 10^4$ cycles la période de propagation de la fissure n'est plus négligeable devant la période d'amorçage. Pour la nuance 32 M5 le phénomène est moins marqué. Le phénomène de variation croissante du rapport N_a/N_R avec la durée de vie est cependant suffisamment classique pour limiter nos développements. Il faut en outre remarquer que ce domaine de variation de ΔK exploré ici est très supérieur à celui des pièces en service ce qui accroît l'importance de la phase d'amorçage et nous conduit à étudier les facteurs métallurgiques qui déterminent N_a .

VI.3.2. Influence de l'austénite résiduelle

Quelle que soit la nuance d'acier étudiée, les meilleurs résultats sont obtenus lorsque les échantillons possèdent une forte teneur en austénite retenue que nous avons estimée à partir des travaux de KOISTINEN et MARBURGER [réf.10] qui donnent :

$$V_{\gamma} = e^{-1,10 \times 10^{-2} (M_s - T_q)}$$

où :

V_{γ} est la fraction volumique d'austénite résiduelle

T_q est la température de trempe

M_s est la température d'apparition de la martensite

La température M_s est calculée à partir de la composition chimique du matériau, sans tenir compte des interactions entre éléments, à l'aide de la formule empirique de STEVEN et HAYNES [réf.11]

$$M_s = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo$$

A cette valeur les auteurs ajoutent une correction tenant compte des conditions d'austénisation et du pourcentage de carbone (figure IV.7).

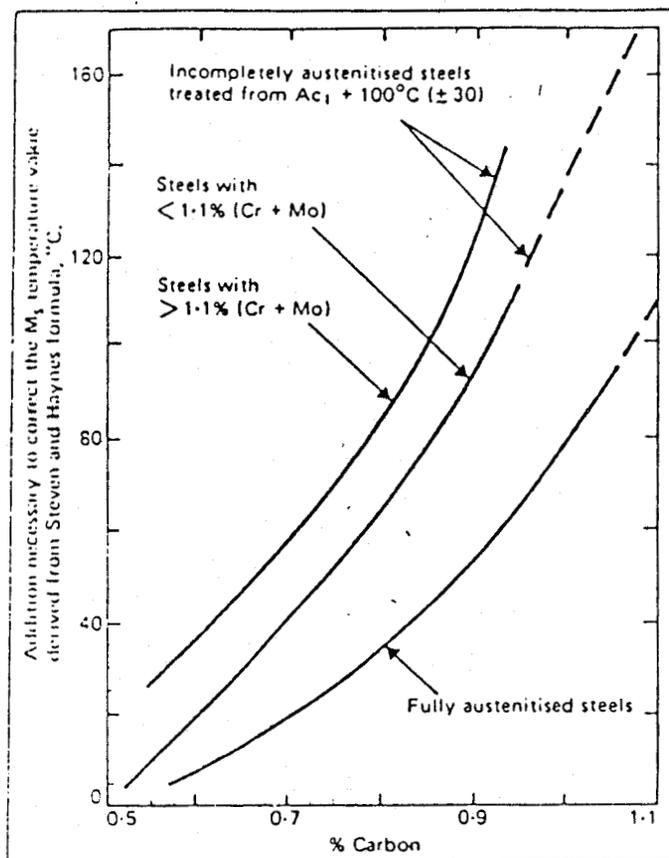


Figure IV.7

Courbe de correction de M_s en fonction des conditions d'austénisation et du pourcentage de carbone (d'après [réf.11])

Le tableau ci-dessous montre que la corrélation n'est pas évidente bien que les plus fortes durées de vie soient obtenues effectivement pour les plus fortes teneurs en austénite résiduelle. Il faut cependant signaler que les relations établies par STEVEN et HAYNES pour des aciers carburés ne sont pas toujours en parfait accord avec les résultats qui sont obtenus par diffraction des rayons X [réf.12].

	N° du traitement	Fraction volumique d'austénite résiduelle V_{γ} (calculée)				N° du traitement	Fraction volumique d'austénite résiduelle calculée			
		% C	M_s corrigé	V_{γ} (%)	$N_a \times 10^{-3}$ cycles (moyen)		% C	M_s corrigé	V_{γ} (%)	$N_a \times 10^{-3}$ cycles (moyen)
27 MC5 Repère D5	1	0.625	208	52,83	0.263	17	0.636	206	41,02	2000
	2	0.674	191	63,7	26.1975	18	0.492	261	22.40	0.564
	3	0.577	227	24,73	5.302	19	0.551	235	17.20	4.239
	4	0.572	229	24.2 * 15.1	5.1735	20	0.486	264	37.56	12.076
	5	0.620	210	51.68 * 25.4	3.75	21	0.528	244	27	14.619
	6	0.727	173	77.64	12.670	22	0.572	225	33.28	5.382
	7	0.658	197	34.40 * 24.5	3.112	23	0.513	251	25	8.3106
	8	0.695	183	40.13	9.1395	24	0.588	221	34.78	11.833
	9	0.497	259	69.55	8.276	25	0.529	244	27	27.927
	10	0.636	205	54.60	35.3275	26	0.567	226	32.92	6.6345
	11	0.609	213	28.85	4.631	27	0.551	235	29.81	6.4725
	12	0.609	213	28.85	1.5215	28	0.567	227	32.56	26.2895
	13	0.470	271	26.42	6.348	29	0.545	237	29.17	17.192
	14	0.502	256	31.16	14.193	30	0.540	239	28.53	9.207
	15	0.535	241	21.20	0.4721	31	0.535	241	27.91	8.763
	16	0.588	223	25.84	1.3583					

* valeurs de V_{γ} mesurées



IV.3.3. Influence de la microdureté

Pour caractériser la couche nous avons mesuré sur les courbes de filiation de dureté l'aire A comprise entre la courbe HV(d) et la dureté à cœur définie à 0.6 mm de profondeur (Fig.IV.8).

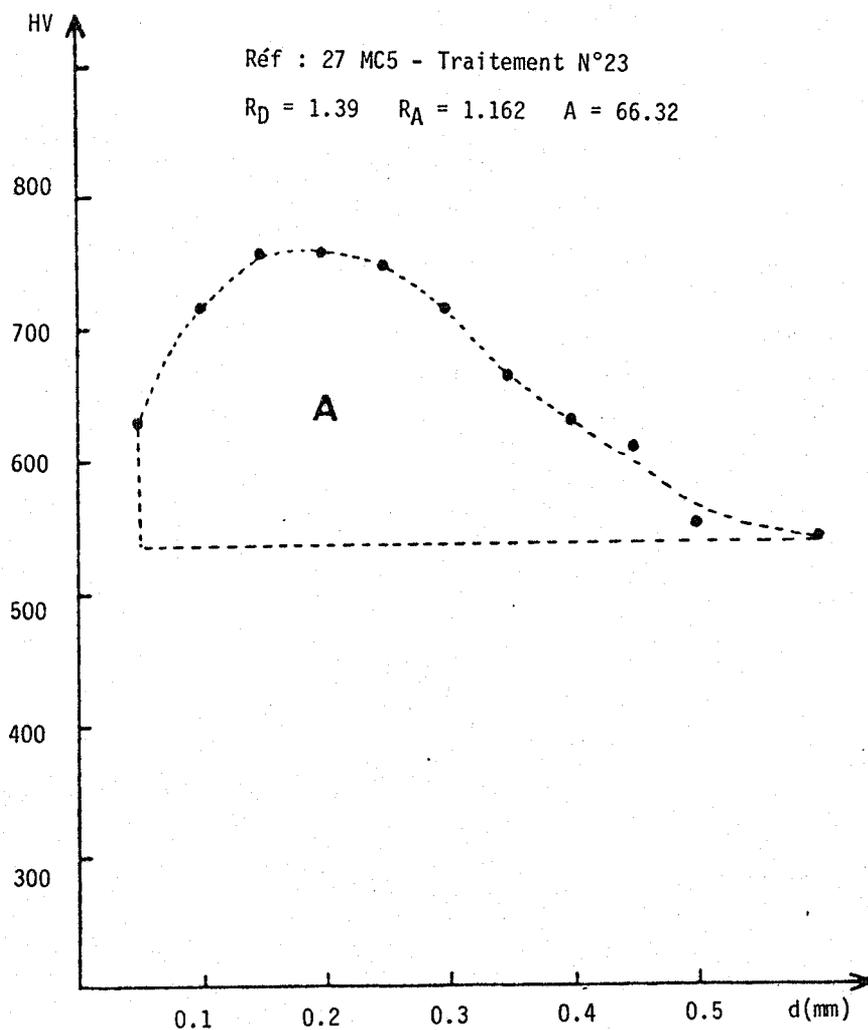


Figure IV.8

Filiation de dureté

A : aire comprise entre la courbe HV(d)
et la dureté à cœur définie à 0.6 mm

Le rapport " R_a " entre la dureté maximum de la couche et la dureté superficielle est une fonction croissante de la teneur en austénite retenue :

$$R_a = \frac{HV_{\max}}{HV_{\text{sup}}}$$

En multipliant les deux facteurs A et R_a , on observe une relation empirique entre le produit $P = AxR_a$ et le nombre de cycles à l'amorçage N_a (Fig.IV.9), de même entre P et le nombre de cycles à la rupture N_R (Fig.IV.10).

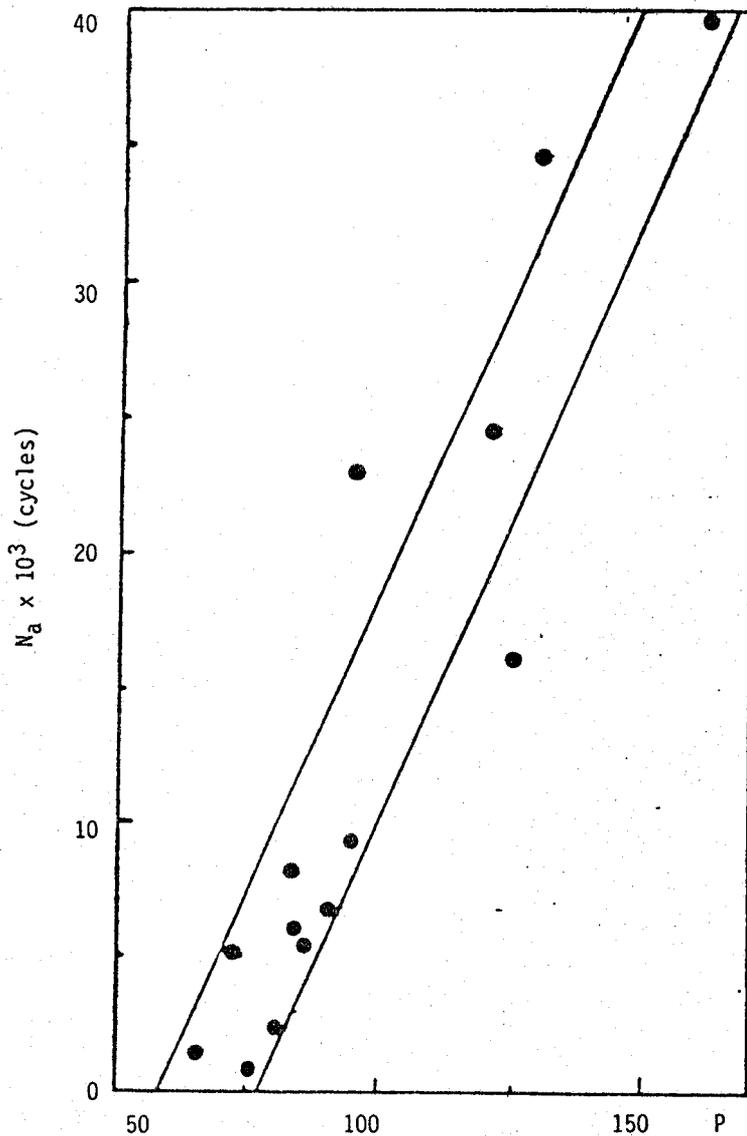


Figure IV.9

Corrélation entre le nombre de cycles à l'amorçage et le facteur P

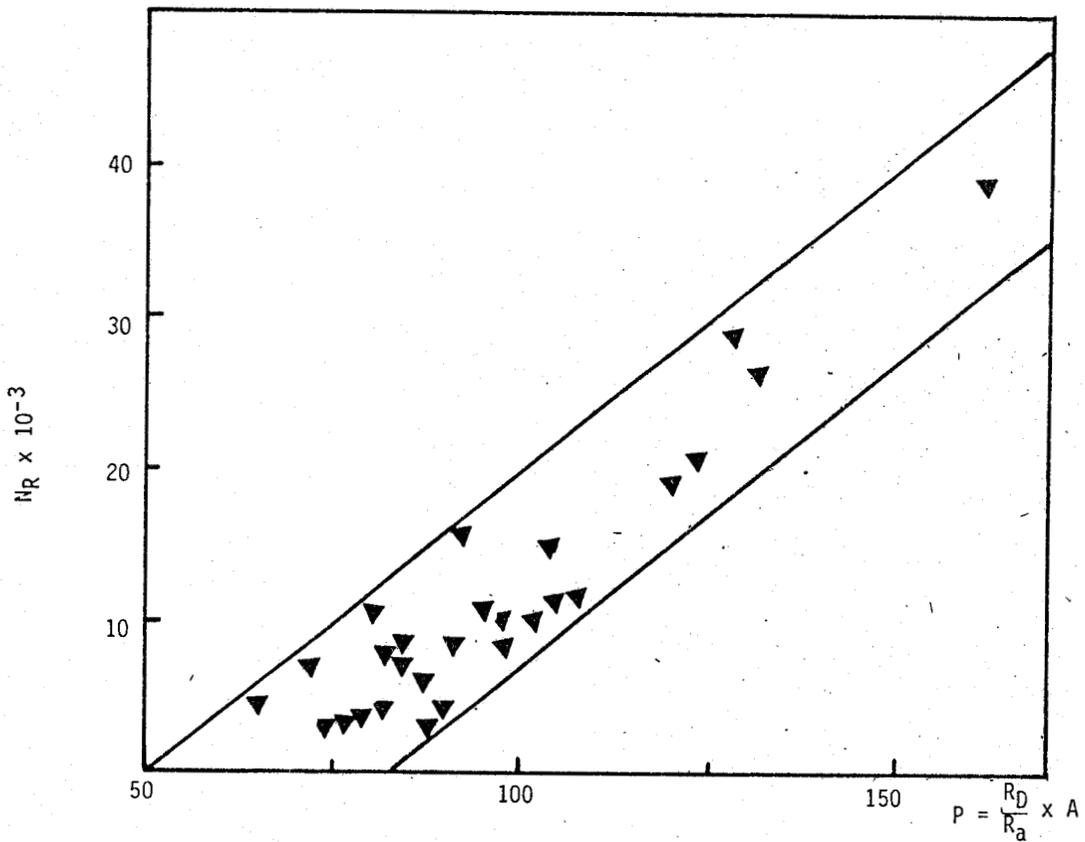


Figure IV.10

Corrélation entre le nombre de cycles à la rupture et le facteur P

IV.3.4. Influence des contraintes résiduelles

A priori on sait que la carbonitruration conduit à une couche superficielle en compression. On peut donc espérer une amélioration de la durée de vie en fatigue puisque en superposant ces contraintes résiduelles de compression aux contraintes de traction qui s'exercent en service : la résultante de traction est fortement réduite (Fig.IV.11).

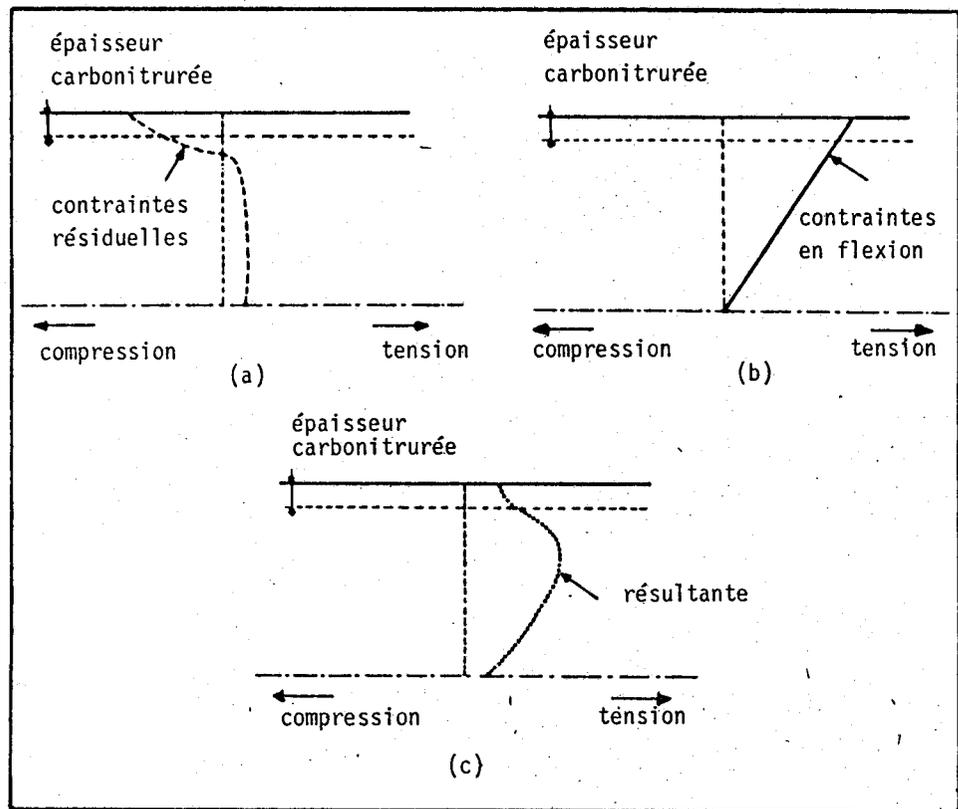


Figure IV.11

Distribution schématique des contraintes dans une pièce carbonitrurée soumise à la flexion

- (a) contraintes résiduelles de carbonituration
- (b) contraintes de flexion
- (c) résultante

Des mesures par rayons X des contraintes résiduelles ont été effectuées et l'on remarque que les contraintes de compression qui s'exercent dans la couche traitée atteignent 400 MPa (Figure IV.12). Nous avons représenté également la variation de la contrainte de traction exercée lors de l'essai dynamique (Fig.IV.13), on peut voir que la contrainte maxima de traction ne s'exerce pas en surface mais en général au voisinage de l'interface couche-métal de base. le phénomène est évidemment très important puisque l'amorçage ne se produit plus en surface.

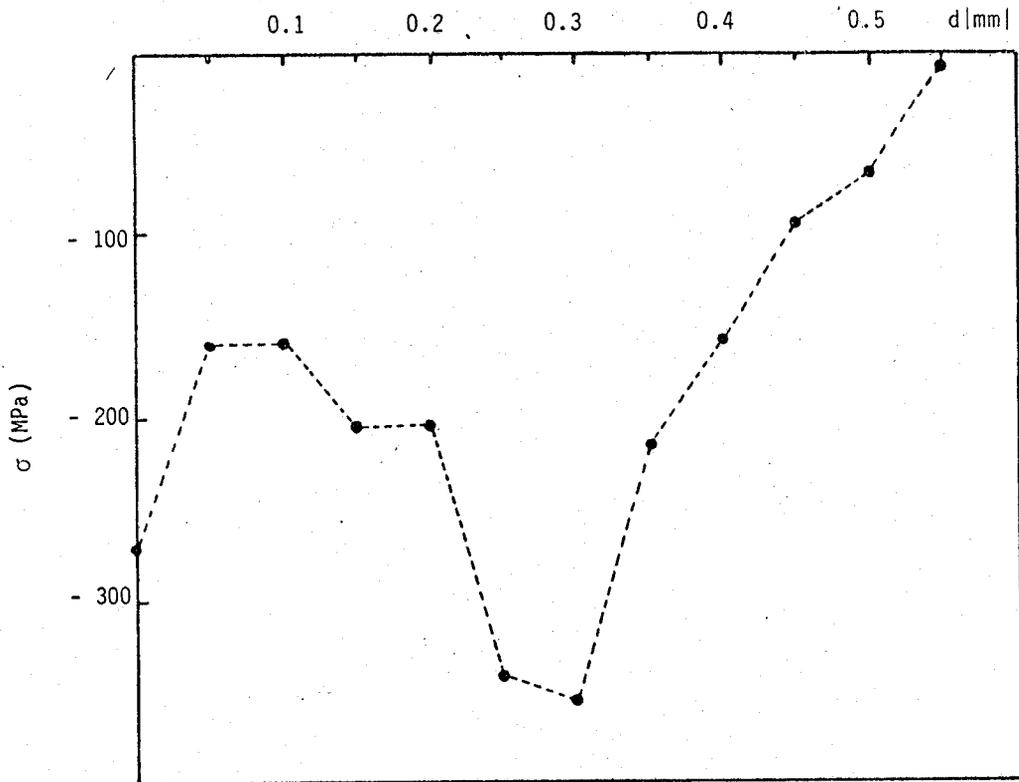


Figure IV.12
Mesure par Rayons X des contraintes résiduelles
dans la couche carbonitrurée
(Nuance 27 MC5 - traitement N°6)

La microscopie à balayage ne nous a pas permis de localiser avec toute la précision souhaitable les sites d'amorçage mais les observations effectuées sont cohérentes avec un amorçage dans la couche ou au voisinage de la frontière couche-acier.

Cette observation revêt une importance considérable et montre que l'influence dommageable des mauvais états de surface est considérablement réduite par les traitements de carbonituration.

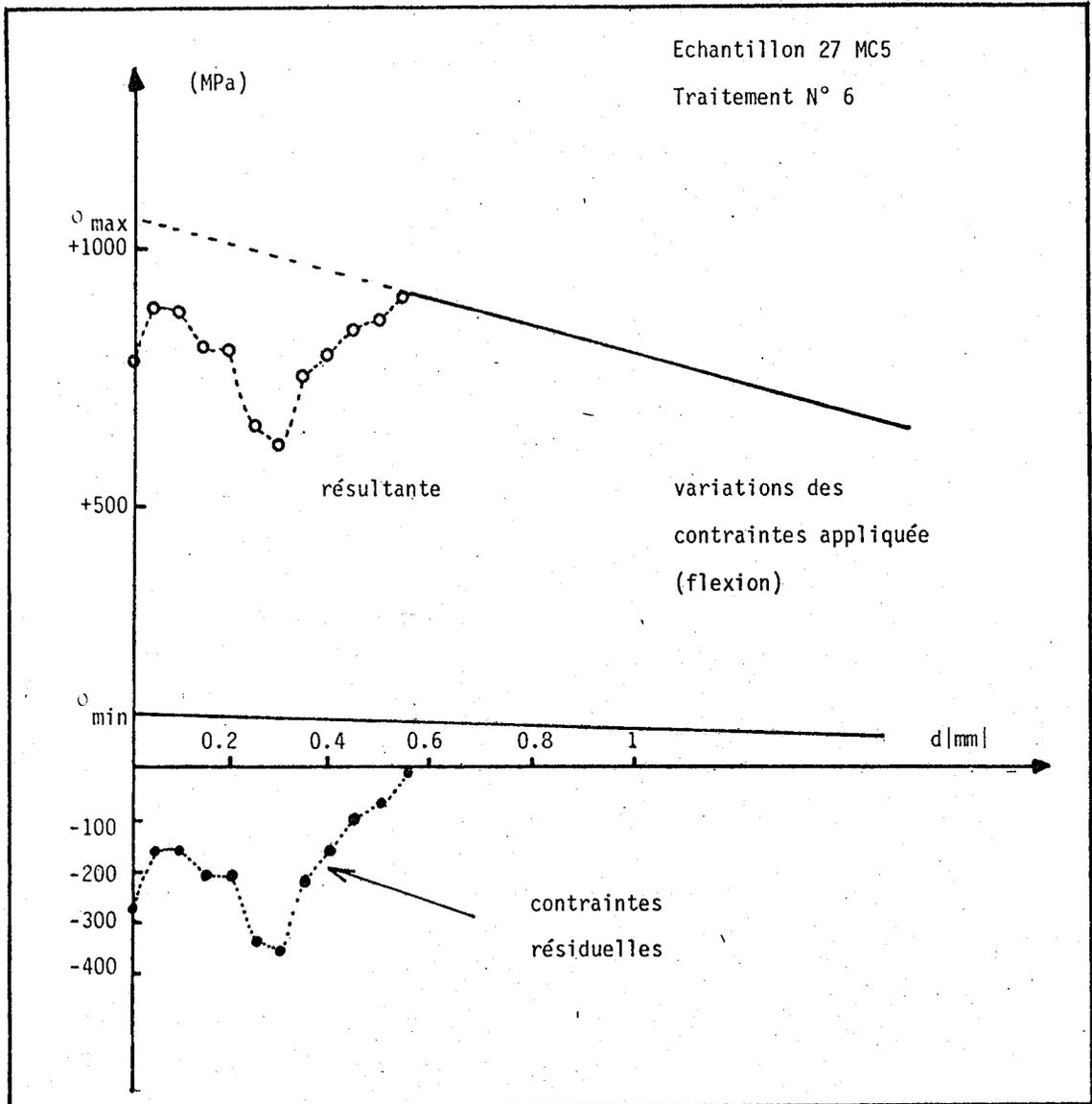


Figure IV.13

Contraintes résiduelles et contraintes appliquées



Des conclusions plus précises exigeraient une mesure avant et après carbonituration de la rugosité superficielle des échantillons. On peut espérer que le traitement de carbonituration réduise l'acuité des rayures d'usinage superficielle ce qui diminue d'autant l'effet d'amorçage d'origine géométrique (effet d'entaille).

Il serait souhaitable pour la suite de cette étude de séparer les effets d'amélioration sur l'amorçage dus d'une part à la mise en compression de la couche superficielle et d'autre part aux effets géométriques. Ces deux influences mécaniques et géométriques ne constituent pas à nos yeux les seules origines de l'amélioration de la tenue à l'amorçage. La nature des phases en présence, leur composition chimique, la forme des grains et des particules de carbonitrures jouent un rôle non négligeable.

L'augmentation de dureté conduit d'une manière générale à une augmentation du nombre de cycles à l'amorçage ceci nous semble directement lié à la réduction du déplacement des dislocations. Mais ce phénomène structural est à nos yeux trop rarement mis en évidence en raison principalement des interférences des effets géométriques et mécaniques.

V - CONCLUSION

Dans ce chapitre nous avons étudié l'influence de la nature de l'acier du traitement de carbonituration sur la durée de vie en séparant l'effet de ces paramètres sur l'amorçage d'une part et sur la propagation et la rupture finale d'autre part.

On peut prévoir qu'un acier tenace et résilient permettra d'augmenter le nombre de cycles de propagation et de limiter les possibilités de rupture accidentelles sous charges monotones. Cependant le nombre de cycles à l'amorçage dépend plus directement des traitements superficiels. Trois facteurs jouent alors un rôle déterminant, les effets géométriques que l'on peut évaluer à partir des méthodes classiques de calcul des conditions d'amorçage, les effets de contraintes résiduelles qui ont été étudiés par mesures aux rayons X, les effets purement métallurgiques qui, à ce jour, ne sont pas encore mesurés avec précision.

BIBLIOGRAPHIE : CHAPITRE IV

- [1] Recueil de normes françaises, produits sidérurgiques, nuances et qualités, I, Tome 1, Afnor, bns, 1978, p.221-230.
- [2] J. MENIGAULT, J.Y. DAUPHIN, J. FOCT, G. MESMACQUE
Influence de l'état inclusionnaire sur la valeur de l'intégrale J étudiée par essai charpy à instrumentation numérique. Mémoires et Etudes Scientifiques. Revue de Métallurgie - janvier 1983 - p.17-25.
- [3] J. LESAGE
Rapport interne - 1984.
- [4] G. SANZ
Corrélation entre K_{IC} et d'autres paramètres de fragilité. La rupture des aciers - 2 - La mécanique de la rupture. Collection IRSID - OTUA, p.61-64.
- [5] T. YOKOBORI
A critical Evaluation of mathematical Equations for Fatigue Crack Growth with Special Reference to Ferrite Grain Size and Monotonic Yield Strength Dependence, p.683-701. Fatigue Mechanisms - Jeffrey T. Fong, editor. ASTM STP 675 - Octobre 1979.
- [6] T. YOKOBORI, KAWADA I. and H. HATA
Reports of Research Institute for strength and Fracture of Materials, Tohoku University, Sendai, Japan, vol. 9, N°2, 1973, pp. 35-64.
- [7] T. YOKOBORI, M. TANAKA, H. HAYAKAWA, T. YOSHIMURA and S. SASAHIRA
in reports of research Institute for Strength and Fracture of Materials, Vol.3, N°2, 1967, pp.39-71.

- [8] R.D. RITCHIE, J.F. KNOTT
Mechanisms of fatigue crack growth in low alloy steel.
Acta Metallurgica, vol.21, May 1973, p.639-648.
- [9] C. LEVAILLANT
Détermination métallographique de la durée des phases
d'amorçage et de propagation. Compte rendu de la réunion
du groupe de travail n°5 de la Commission "Fatigue à chaud"
- ONERA - 3 Mars 1983.
- [10] D.P. KOINSTINEN and R.E. MARBURGER
A general equation prescribing the extent of the austenite-
martensite transformation in pure iron-carbon alloys and
plain carbon steels
Acta Metallurgica 1959, vol.7, 59-60.
- [11] STEVEN and HAYNES cités par G. PARRISH - David BROWN Gear
Industries Ltd.
Heat Treatment of Metals, 1976, 4, p. 101-109.
- [12] J. LESAGE, J. BARRALIS
Communication privée Mars 1984.

C O N C L U S I O N S

Notre objectif était de comparer le comportement en fatigue endurance de trois nuances d'acier soumis à des traitements de carbonituration différents par la température de traitement entre 820 et 900°C, les conditions de trempe dans des bains d'huile de température comprise entre 75 et 150°C, le mélange gazeux (débit d'ammoniac et point de rosée). Les résultats portant sur la durée de vie N_R , le nombre de cycles d'amorçage N_A et le nombre de cycles de propagation N_p ont pu être obtenus grâce d'une part à la limitation du nombre d'essais par des plans d'expérience et d'autre part grâce à un dispositif expérimental nous permettant de mesurer N_A .

A l'occasion de ces mesures nous avons vérifié par l'étude de la propagation et de la rupture finale le bien fondé des hypothèses effectuées et la validité des montages expérimentaux. Les valeurs caractéristiques des coefficients et exposants, de la loi de PARIS ont été obtenus et sont cohérents avec les valeurs de la littérature.

Du point de vue de la résistance à la propagation le classement est le suivant : 27 MC5, 27 CD4 et 32 M5. Pour ce qui est de la résistance à la propagation monotone des fissures c'est également l'acier 27 MC5 qui possède le coefficient K_{IC} le plus favorable. Il faut toutefois signaler que ce classement doit être nuancé en raison de l'influence des traitements thermiques en particulier de la température d'austénitisation T_A et de trempe T_{HT} . Les meilleurs résultats apparaissent pour une température d'austénitisation de 840°C et pour une température du bain de trempe de 150°C.

L'influence déterminante des paramètres T_A et T_{HT} sur la propagation et la rupture finale correspond au fait qu'il s'agit de propriétés du métal de base peu dépendantes des traitements de surface.

Pour des durées de vie supérieures à 2×10^4 cycles, pour tous les essais réalisés plus de 80 % de la durée de vie est due à l'amorçage ce qui précise l'importance de la mesure de N_A et surtout la nécessité de déterminer avec certitude les traitements de carbonituration qui rendent l'amorçage le plus difficile.

L'étude de la variation du nombre de cycles à l'amorçage montre très nettement que N_A est essentiellement fonction des caractéristiques de la couche carbonitrurée (dureté, épaisseur, contraintes résiduelles). Il faut cependant rappeler que ces caractéristiques ne dépendent pas uniquement des conditions de réalisation du traitement de surface mais aussi de la nature de l'acier et de la teneur en éléments d'alliage. Le nombre de cycles d'amorçage est d'autant plus élevé que la différence de dureté entre la surface et le maximum de dureté dans la couche est élevé et que l'épaisseur est importante entre 0.3 et 0.6 mm.

Nous avons précisé que les traitements de carbonituration réduisent les amorçages en surface dus à des irrégularités d'usinage et que l'importance des contraintes de compression dans la couche explique l'amorçage "en sous-couche". Le rôle bénéfique que jouent les interstitiels et les carbonitrides de la couche sur la formation de microfissures est cohérent

avec les résultats et les corrélations obtenus mais n'a pas pu encore être établi de manière directe. D'un point de vue pratique nos résultats indiquent que le remplacement du 27 CD4 par le 27 MC5 ne se traduit pas par une détérioration de la résistance à la fatigue endurance.

A N N E X E

A N N E X E

RAPPELS DE MECANIQUE LINEAIRE

DE LA RUPTURE

Cette annexe rappelle des éléments bien connus de mécanique de la rupture et ce développement est inspiré d'articles et d'ouvrages largement diffusés Réf|1,2,3|.

I - MODES DE RUPTURE

D'une manière générale on montre que la propagation des fissures planes peut être ramenée à des superpositions de trois modes simples appelés modes I, II, III (fig. 1).

- Mode I : les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement l'une à l'autre (mode par ouverture).
- Mode II : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de la fissure (glissement droit)
- Mode III : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de la fissure (glissement vis).

Il faut signaler que les ruptures dangereuses sont généralement des ruptures de mode I, c'est la raison pour laquelle la plupart des études de la mécanique de la rupture ont porté sur ce mode.

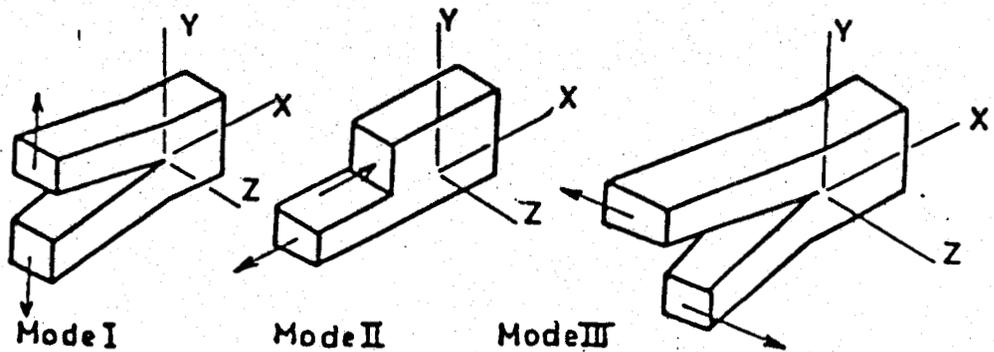


Figure 1

Les trois modes de rupture

II - ETATS PLANS

Pour simplifier le problème, on est amené à étudier des états plans. On aura un état plan lorsque l'un des trois axes définis par rapport à la fissure est un axe principal soit pour σ (contrainte plane, soit pour ϵ (déformation plane).

En pratique, on obtient un état de contraintes planes dans une tôle très mince soumise à des efforts parallèles et dans son plan, et un état de déformation plane dans la zone centrale d'une tôle épaisse.

III - ANALYSE DES CONTRAINTES ET DES DEFORMATIONS AU VOISINAGE DE L'EXTREMITÉ D'UNE FISSURE

Les résultats de la théorie de l'élasticité permettent d'écrire qu'en un point de coordonnées polaires r et θ (fig. 2), les contraintes σ_{ij} et les déplacements u_i au voisinage d'une fissure sollicitée suivant le mode I sont données par des expressions de la forme :



$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta)$$

$$\mu_i = K_I \sqrt{\frac{r}{2\pi}} g_i(\theta)$$

Les expressions exactes de σ_{ij} et μ_i sont reportées dans le tableau suivant (réf[4]) :

MODE I OUVERTURE	MODE II GLISSEMENT DROIT	MODE III GLISSEMENT VIS
<p>CONTRAINTES</p> $\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{xy} \\ \sigma_{yy} \end{bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \begin{bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \end{bmatrix}$ <p>EN DEFORMATIONS PLANES</p> $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ $\sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$ <p>EN CONTRAINTES PLANES</p> $\sigma_{zz} = \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$	<p>CONTRAINTES</p> $\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{xy} \\ \sigma_{yy} \end{bmatrix} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} (2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}) \\ \cos \frac{\theta}{2} (1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}) \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix}$ <p>EN DEFORMATIONS PLANES</p> $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ $\sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$ <p>EN CONTRAINTES PLANES</p> $\sigma_{zz} = \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0$	<p>CONTRAINTES</p> $\begin{bmatrix} \sigma_{xz} \\ \sigma_{yz} \end{bmatrix} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \end{bmatrix}$ <p>EN DEFORMATIONS PLANES</p> $\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{zz} = \sigma_{xy} = 0$
<p>DEPLACEMENTS</p> $\begin{bmatrix} u \\ v \end{bmatrix} = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{bmatrix} \chi - 1 + 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \\ \chi + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \end{bmatrix}$ <p>EN DEFORMATION PLANE</p> $\chi = (3 - 4\nu)$ $w = 0$ <p>EN CONTRAINTES PLANES</p> $\chi = (3 - \nu)/(1 + \nu)$	<p>DEPLACEMENTS</p> $\begin{bmatrix} u \\ v \end{bmatrix} = \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{bmatrix} \sin \frac{\theta}{2} \chi + 1 + 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \\ -\cos \frac{\theta}{2} \chi - 1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \end{bmatrix}$ <p>EN DEFORMATION PLANE</p> $w = 0$ $\chi = (3 - 4\nu)$ <p>EN CONTRAINTES PLANES</p> $\chi = (3 - \nu)/(1 + \nu)$	<p>DEPLACEMENTS</p> $w = 2 \frac{K_{III}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2}$ $u = v = 0$ $\mu = \frac{E}{2(1 + \nu)}$

où : "a" représente la demi-longueur de fissure
"σ" la contrainte appliquée
et "Y" un facteur de forme dont la valeur dépend de la forme de la fissure et de la configuration éprouvette-fissure.

On trouvera dans la littérature une compilation de valeurs de Y pour différents cas couramment rencontrés (réf.5).

V - CRITERES DE PROPAGATION D'UNE FISSURE

On ne traitera que le cas du mode I

V.1. Critère de contraintes K_{IC}

On admet que la fissure se propage en chargement monotone lorsque la contrainte normale à fond de fissure atteint une valeur critique K_{IC} qui est une caractéristique du matériau ne dépendant ni de la géométrie de l'éprouvette ni de celle de la fissure (Fig. 3).

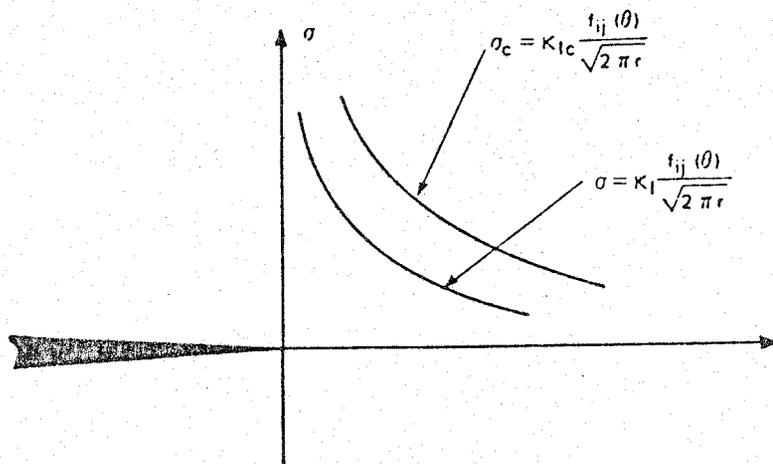


Figure 3

*Distribution normale et critique des contraintes à fond de fissure
correspondant respectivement à K_I et K_{IC}*

V.2. Critère d'énergie G_{IC}

Pour que la fissure se propage il faut fournir de l'énergie. Cette énergie peut provenir de la relaxation de l'énergie élastique emmagasinée dans le corps ou des mécanismes extérieurs produisant les contraintes appliquées.

On définit le critère d'énergie de la façon suivante : il y a propagation brutale de la fissure conduisant à la rupture lorsque G , énergie libérée par unité de surface de fissure créée, atteint une valeur critique G_{IC} .

Comme K_{IC} , G_{IC} est une caractéristique du matériau.

V.3. Equivalence entre les deux critères

Les deux critères sont liés par une relation simple :

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} \quad \text{en état de contraintes planes}$$

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} (1-\nu^2) \quad \text{en état de déformations planes.}$$

où E est le module d'Young

ν est le coefficient de Poisson

V.4. Critère de Griffith

Dans le cas d'un matériau fragile comme le verre, l'énergie G_{IC} est égale à l'énergie superficielle $2\gamma_s$ en contraintes planes

$$G_{IC} = 2 \gamma_s$$

On a dans ce cas :

$$K_{IC}^2 = E G_{IC} = 2 E \gamma_s$$

V.5. Critère de Griffith-Orowan

La rupture de beaucoup de matériaux se produit avec une forte déformation plastique, la propagation de la fissure nécessite donc un supplément d'énergie de déformation plastique γ_p

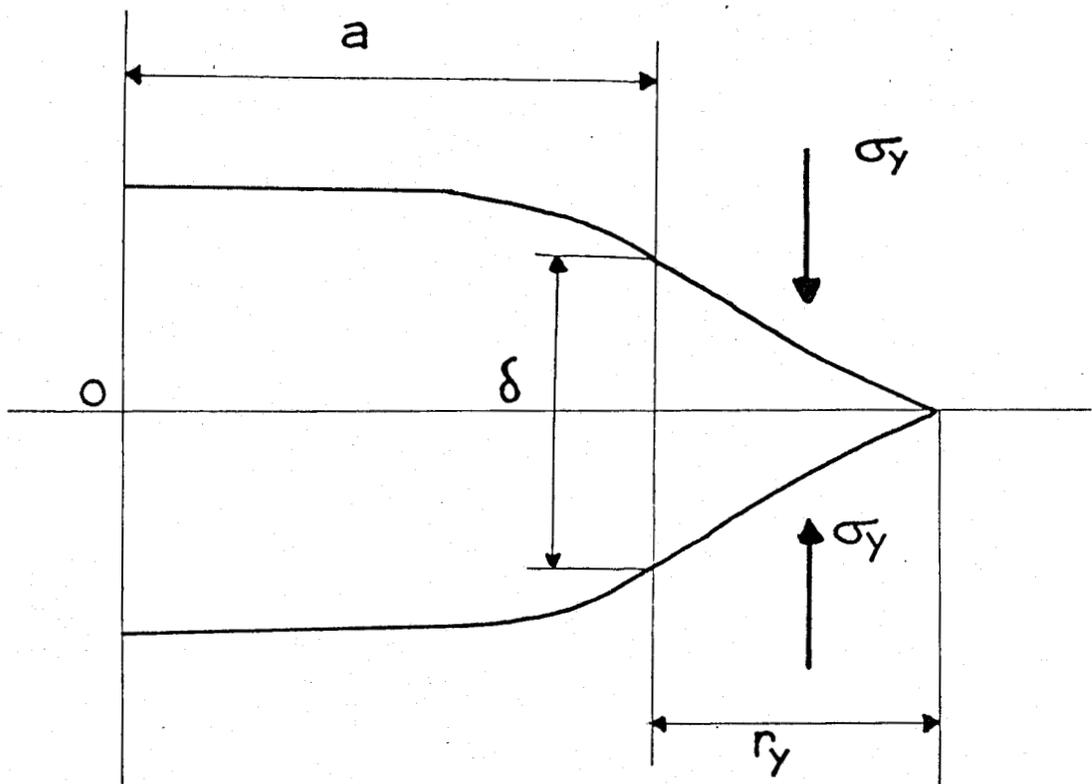
$$GIC = 2 \gamma_s + \gamma_p$$

On peut avoir :

$$\gamma_p \sim 1000 \gamma_s$$

V.6. Critère de l'écartement critique à fond de fissure δ_c

La propagation brutale de la fissure intervient quand l'écartement des lèvres en fond de fissure δ atteint une valeur critique δ_c .



- a : demi-longueur de fissure
- r_y : zone plastique que nous définirons plus loin
- δ_c : ouverture critique en fond de fissure

Figure 4

Ecartement en fond de fissure dans le modèle de DUGDALE BARENBLATT

On montre que : (réf. 6)

$$r_y = \frac{1}{\cos\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right)} - 1$$

$$\delta = + \frac{8 \sigma_y a}{\pi E} \text{Log} \left| 1 / \cos\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right) \right|$$

La propagation a lieu pour $\delta = \delta_c$

$$\delta_c = \frac{\pi a \sigma^2}{E \sigma_y}$$

on a encore :

$$\delta_c \approx \frac{K_{IC}^2}{E \sigma_y} \quad \text{où } E : \text{ module d'Young}$$

$\sigma_y : \text{ limite d'élasticité}$

VI - DETERMINATION DE G PAR LA METHODE DE LA COMPLAISANCE

On peut déterminer G de façon expérimentale en prenant une éprouvette comportant une entaille et soumise à une charge P (fig. 5). Sous l'action de cette charge l'éprouvette s'allonge de z. Le travail des forces appliquées est transformé en énergie élastique qui est égal à $\frac{1}{2} PZ$ (cas du ressort).

En introduisant la complaisance C du corps correspondant au rapport de l'allongement z sur la charge appliquée P on obtient :

$$Z = C(a)P \rightarrow E_{el} = \frac{1}{2} C(a)P^2$$

$C(a)$ est la complaisance qui caractérise la rigidité du corps compte tenu de la fissure (ici entaille de longueur a).

L'énergie potentielle est $- PZ = - C(a)P^2$

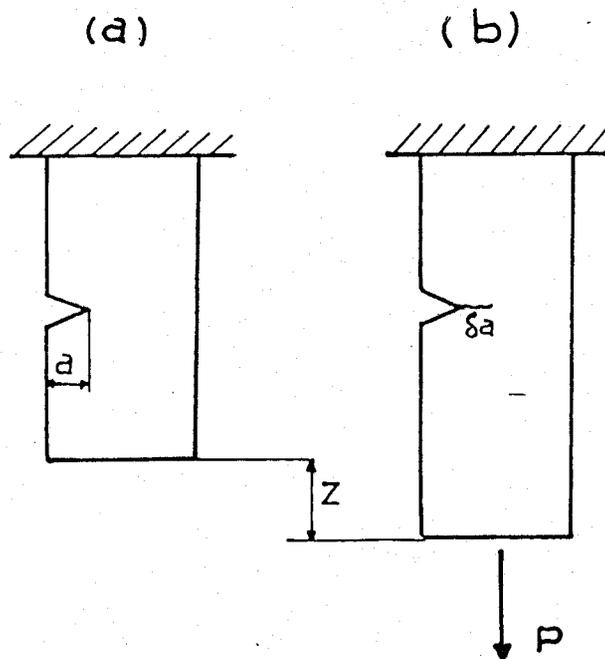


Figure 5

Augmentation de la longueur d'une fissure

a) Etat initial

b) Sous l'effet d'une force appliquée

Supposons que la fissure augmente de δa

- la variation de l'énergie élastique emmagasinée est :

$$\delta E_{el} = \frac{1}{2} \frac{\partial C(a)}{\partial a} P^2 \delta a$$

- la variation de l'énergie potentielle est :

$$\delta W_{pot} = - \frac{\partial C(a)}{\partial a} P^2 \delta a$$

- la variation de l'énergie totale est donc :

$$\delta F_{tot} = \delta W_{pot} + \delta E_{el} = - G_I \delta a = - \frac{1}{2} P^2 \frac{\partial C(a)}{\partial a} \delta a$$

$$\rightarrow G_I = \frac{1}{2} P^2 \frac{\partial C}{\partial a}$$

(on note que tout est calculé par unité d'épaisseur)

Il suffit donc de porter $Z = Z(P)$ sur un diagramme. C'est une droite de pente C .

On fait l'expérience pour diverses valeurs de "a" on obtient tout un réseau de courbes dont on déduit la loi $C(a)$, à partir de $\frac{\partial C}{\partial a}$ on obtient G_I .

VII - PLASTICITE LIMITEE EN FOND DE FISSURE : MODELE D'IRWIN

[réf. 7]

La théorie élastique utilisée pour décrire la propagation d'une fissure ne s'applique bien que pour des matériaux qui se rompent sans déformation plastique tels que le verre. Pour les aciers il faut tenir compte de la plastification en fond de fissure.

Les contraintes réelles à fond de fissure ne deviennent pas infinies lorsqu'on se rapproche du fond de la fissure comme prévu par la théorie élastique (fig. 6), il existe une distance r_y à laquelle la contrainte normale σ_{yy} est égale à la limite d'élasticité du matériau σ_y . IRWIN a supposé que le profil correspondant à la partie élastique ($r > r_y$) est en fait translaté par rapport au profil purement élastique théorique.

Le nouveau profil (fig.7) doit naturellement correspondre à la même force que le profil initial; par conséquent, les aires comprises entre les deux profils doivent être égales.

Ceci conduit à définir une zone plastique dont le rayon est égal à r_y .

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad \text{en contraintes planes}$$

Ce modèle simple prévoit que la section de la zone plastifiée est un cercle. En fait, la forme et la taille de cette zone dépendent de plusieurs paramètres.

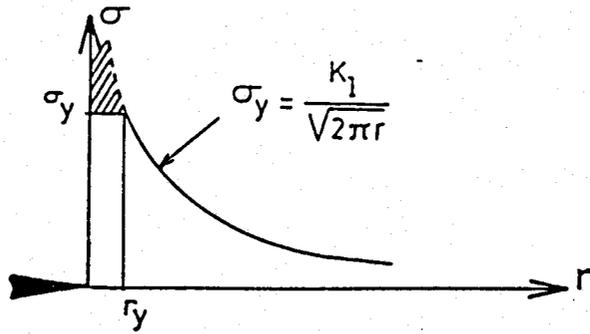


Figure 6

Modèle d'IRWIN

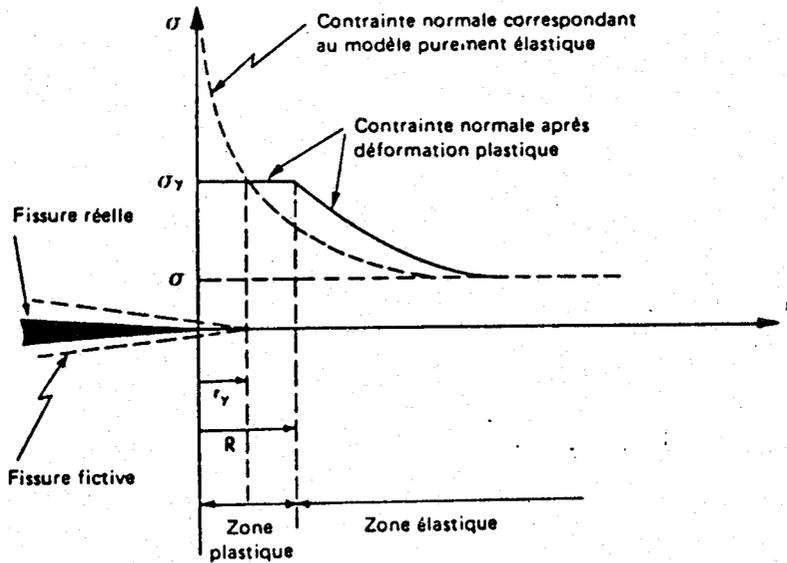


Figure 7

Fissure fictive dans le modèle d'IRWIN

1 - Taille de la zone plastifiée (fig.8)

Elle dépend essentiellement de l'état de contrainte. En déformation plane, IRWIN propose de majorer la composante σ_y d'un facteur 1,68. On aboutit à une nouvelle formule :

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{1,68 \sigma_y} \right)^2 = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \text{ en déformation plane}$$

qui montre que la zone plastifiée est plus petite en déformation plane, qu'en contrainte plane. C'est ce que l'on vérifie au coeur et à la surface d'une éprouvette.

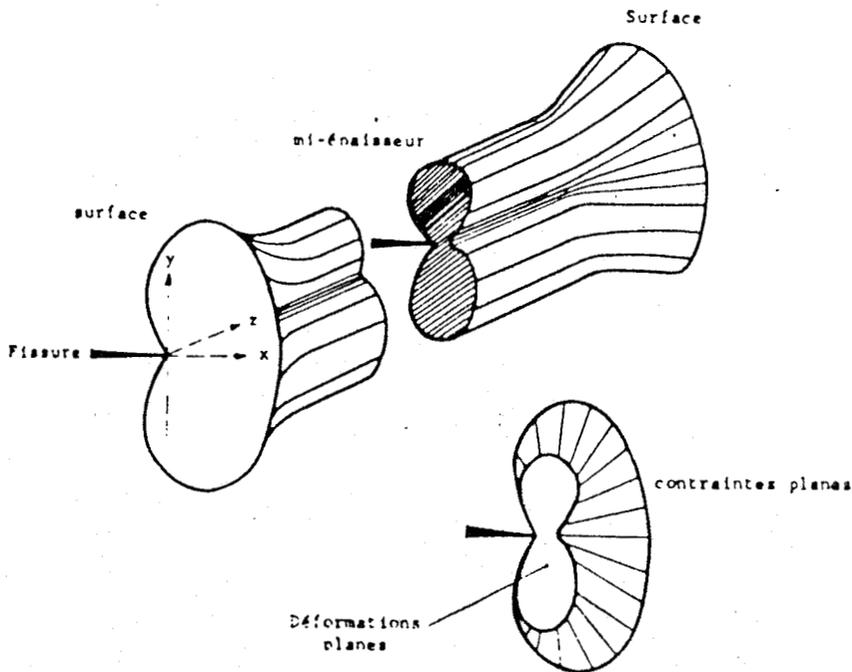


Figure 8

Taille de la zone plastifiée

2 - Forme de la zone plastifiée

Elle n'est pas aussi simple que celle prévue par cette approche élémentaire. En réalité, dans le mode I, la zone plastifiée est constituée de deux ailes qui sont déterminées à l'aide de la méthode des éléments finis.

Dans le mode II, la zone plastifiée est allongée dans la direction de la propagation de la fissure, le mode III étant le seul où la forme circulaire soit effectivement rencontrée.

On voit que le modèle d'IRWIN, très clair pour introduire la notion de plastification à fond de fissure, est mal adapté pour faire une étude précise du phénomène.

Pour le mode I, il semble que le modèle le plus convaincant soit celui de RICE. Les deux ailes de la zone plastifiée sont déterminées par les coordonnées r_x et r_y .

En déformation plane, RICE trouve que :

$$r_x = 0,036 \frac{K^2}{\sigma_y^2}$$

$$r_y = 0,15 \frac{K^2}{\sigma_y^2}$$

où r_x est la dimension dans la direction de fissuration, et r_y celle dans la direction perpendiculaire.

Les dimensions de la zone plastifiée calculées par RICE sont assez voisines de celles mesurées expérimentalement. Toutefois, le coefficient d'écroûissage n , a une influence sur la forme de la zone plastifiée. Lorsque ce coefficient augmente, les deux ailes ont tendance à se redresser.

La direction moyenne θ de l'aile par rapport à la direction de fissuration est de 60° dans le modèle de RICE. Des faits expérimentaux montrent que θ diminue avec n .

On signale que le calcul montre que la plastification se développe principalement de part et d'autre et en avant de la fissure, mais aussi dans une certaine mesure, en arrière de celle-ci (fig.9).

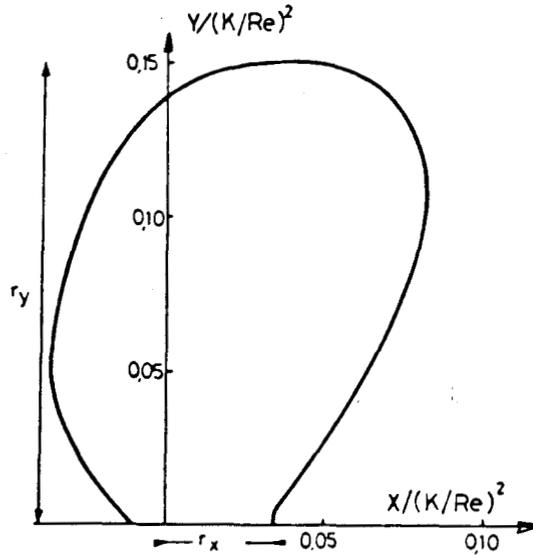


Figure 9

Contour de la zone plastifiée à fond de fissure calculé par RICE
pour un solide élastoplastique sans consolidation

BIBLIOGRAPHIE : ANNEXE

- |1| La rupture des métaux - Textes rassemblés par D. FRANCOIS
et L. JOLY
Ecole d'été de la Colle-sur-Loup
Septembre 1970 -Ed. Masson et Cie.
- |2| La rupture des aciers, tome 2 la mécanique de la rupture
par G. SANZ
Collection IRSID
OTUA
- |3| Notions pratiques de mécaniques de la rupture
par Bernard BARTHELEMY -Editions EYROLLES 1980.
- |4| J. MALKIN - La rupture des métaux - Ecole d'été de la
Colle-sur-Loup. Septembre 1970, p.14-15
Ed.Masson et Cie
- |5| Stress Intensity Factors
D.P. Rooke, D.J. Cartwright
London Her Majesty's stationery Office - Sept.74
- |6| |4| pages 32.
- |7| C. BATHIAS - Mécanique et Mécanismes de la fissuration
par fatigue p. 163-199.
Collection Université de Compiègne
Claude BATHIAS - Jean-Paul BAILON
La fatigue des matériaux et des structures
1980 MALOINE S.A. Editeur.