

50548
1992
339

63304

N°D'ordre 1022

THESE

L'UNIVERSITE
DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR-INGENIEUR
Label Européen
en
SCIENCES DES MATERIAUX

par

Alain BATAILLE

MODELISATION NUMERIQUE
DE L'ENDOMMAGEMENT PHYSIQUE
EN FATIGUE
CAS DE L'ACIER 316L ET D'UN ACIER
FERRITO-PERLITIQUE



Soutenue à LILLE le 11 Décembre 1992

Commission d'examen :

MM	J. FOCT,	Professeur, Lille I
	K. J. MILLER,	Professeur, Sheffield
	L. DELAEY,	Professeur, Leuven
	A. PINEAU,	Professeur, Paris
	J. MENDEZ,	Directeur de Recherche, CNRS Poitiers
	C. RAMADE	Docteur-Ingénieur, SNECMA
	T. MAGNIN,	Professeur, Lille I

Président
Rapporteur
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur



030 046077 4

SOMMAIRE

INTRODUCTION	7
 CHAPITRE I : ASPECTS DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE ET DE SA DESCRIPTION.	
I-1 INTRODUCTION	13
I-2 LA FORMATION DES FISSURES COURTES	
I-2-a Le comportement des matériaux cfc - - - - -	14
I-2-b Le comportement des matériaux cc - - - - -	15
I-2-c La formation des fissures courtes - - - - -	15
 I-3 LE DEBUT DE LA PROPAPAGATION EN VOLUME : L'AMORCAGE	 17
 I-4 LA PROPAGATION DES FISSURES LONGUES	 19
 I-5 COMPORTEMENT ANORMAL DES FISSURES ET LIMITATIONS DE L'ELASTICITE LINEAIRE	 25
 I-6 DEFINITION DES FISSURES COURTES	 29
 I-7 LOIS DE PROPAGATION DES FISSURES COURTES	
I-7-a L'hypothèse de l'élasticité linéaire - - - - -	31
I-7-b Considérations d'élasto-plasticité - - - - -	32
I-7-c L'influence de la microstructure : considérations générales - - - - -	37
I-7-d Une description micromécanique de la fissure influencée par la microstructure - - - - -	39
I-7-e Description des fissures courtes sous influence globale - - - - -	40
I-7-f Une description physique des fissures courtes - - - - -	41
 I-8 CONCLUSION	 43

CHAPITRE II : ENDOMMAGEMENT PHYSIQUE EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

II-1 INTRODUCTION	47
--------------------------	-----------

II-2 ETUDE SURFACIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT	
II-2-a Fissuration en surface du 316L	49
II-2-b Classification des fissures courtes	51
II-2-c Prépondérance de la croissance à la surface	52
II-2-d Comportement en croissance des différents types de fissures	55
II-2-e Nature physique de l'endommagement	64

II-3 THEORIE DE LA PERCOLATION APPLIQUEE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DU 316L	
II-3-a Interprétation de la théorie de la percolation	67
II-3-b Evolution du taux d'occupation des sites durant l'essai	68
II-3-c Description de la fatigue oligocyclique par la percolation	72

II-4 CONCLUSION	79
------------------------	----

CHAPITRE III MODELISATION DE LA FATIGUE DU 316L

III-1 INTRODUCTION	85
III-2 PRINCIPES DU MODELE	
III-2-a Le maillage	86
III-2-b Génération des fissures de type I	90
III-2-c Propagation des fissures	92
III-2-d Critère de coalescence	95
III-2-e Variation des vitesses de propagation des fissures avec la déformation plastique	99
III-2-f Positions d'autres auteurs concernant la génération et l'évolution des fissures	105
III-2-g Calcul du nombre de cycles	111
III-3 SYNOPTIQUE DE L'EXECUTION	113
III-4 RECAPITULATIF DES BASES DE LA MODELISATION	116
III-5 SIMULATION DES ESSAIS	123
III-5-a Détail des choix faits pour la compilation des résultats	124
III-5-b Simulations à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, 4×10^{-3} et 8×10^{-4}	126
III-5-c Simulations dans la gamme d'amplitudes [4×10^{-4} , 2×10^{-2}]	136
III-5-d Importance de la coalescence sur les durées de vie dans la gamme d'amplitudes de déformation plastique [4×10^{-4} , 2×10^{-2}]	141
III-5-e Influence du taux de génération de nouvelles fissures	150

III-5-f	Influence de la vitesse de fissuration à la surface : effet d'environnement	-----	153
III-5-g	Premières conclusions sur les mécanismes régissant les processus de l'endommagement	-----	161
III-5-h	Simulation de l'endommagement cumulé à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$.	-----	163
III-6 CONCLUSION SUR LES MECANISMES DE L'ENDOMMAGEMENT ET L'ACCUMULATION DE L'ENDOMMAGEMENT			172
 CHAPITRE IV : ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT SURFACIQUE D'UN ACIER A 0,4 % DE CARBONE			
IV-1 LE MATERIAU D'EXPERIENCE ET LES DISPOSITIFS EXPERIMENTAUX			
IV-1-a	L'acier à 0,4 % de carbone	-----	178
IV-1-b	Dispositifs expérimentaux des essais	-----	179
IV-1-c	Exploitation des essais	-----	182
IV-2 COURBES AMPLITUDES DE CONTRAINTE-DUREE DE VIE OU COURBES S-N			183
IV-3 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT A LA SURFACE DES ECHANTILLONS EN TRACTION-COMPRESSION			185
IV-4 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT A LA SURFACE DES ECHANTILLONS EN TORSION ALTERNEE.			191
IV-5 ENDOMMAGEMENT SOUS CHARGEMENT MULTI-AXIAL SEQUENTIEL			199
IV-6 CONCLUSION SUR L'ENDOMMAGEMENT DE L'ACIER A 0,4 % DE CARBONE			206
CONCLUSION GENERALE			211
REFERENCES			221
ANNEXES DU CHAPITRE III			231
ANNEXES DU CHAPITRE IV			279

INTRODUCTION

La fatigue a fait l'objet d'études depuis plus de 150 ans maintenant. Albert et Wöhler en ont été les initiateurs le siècle dernier [1,2]. Ces premières études aboutirent à la définition par Wöhler de la courbe communément appelée aujourd'hui courbe S-N, qui associe la durée de vie d'un échantillon à l'amplitude de la charge imposée, ceci pour un cas de chargement simple.

Ce type d'approche de la fatigue à une échelle macroscopique a été largement développé par la suite et des étapes importantes ont permis d'énoncer des lois simples telles celles de Basquin en fatigue à endurance limitée, de Manson-Coffin en fatigue oligocyclique avec la maîtrise de l'amplitude de déformation plastique, ou encore la loi de Paris [3].

Parallèlement des études étaient menées à une échelle microscopique, accompagnant le développement des techniques de microscopie électronique. Les résultats ont permis de mettre en évidence l'influence des propriétés métallurgiques des matériaux et de décrire la formation individuelle des fissures de fatigue par la théorie des dislocations.

Le premier type d'approche, qualifié de "mécanique", s'intéresse à la propagation de fissures macroscopiques à travers le volume des échantillons. L'approche métallurgique, quant à elle, se base sur les mouvements de défauts.

Les résultats "mécaniques" obtenus sur le comportement des fissures macroscopiques ne s'appliquent cependant pas aux petites fissures et une description purement physique de ces dernières s'est révélée difficile.

Dans ce contexte, ces dernières décades ont vu apparaître des études de la fatigue à une échelle intermédiaire ou mésoscopique. La description des fissures d'une longueur superficielle (ou d'une profondeur) allant de quelques microns à quelques grains nécessite l'association de paramètres physiques et mécaniques pour pallier les insuffisances mutuelles de chacune des approches.

Les modèles résultants reprennent l'idée de base exprimée par la relation mécanique de Paris : la rupture finale est due à la *propagation d'une fissure unique* depuis une longueur nulle.

Cette idée a conduit à *quantifier l'endommagement par la longueur instantanée de la fissure fatale et la progression de cet endommagement par la vitesse instantanée de croissance de la fissure fatale.*

Récemment, il est devenu clair que :

(i) la durée de vie d'une structure en fatigue implique la propagation d'*une ou de plusieurs fissures* qui conservent des dimensions réduites pendant une grande partie de leur croissance.

(ii) leurs *propagations* peuvent être à la fois *individuelles et collectives*. Elles peuvent s'influencer mutuellement.

(iii) ces interactions deviennent plus nombreuses lorsque l'on passe du domaine de la fatigue à endurance limitée au domaine oligocyclique.

La quantification classique de l'endommagement par la longueur d'une fissure devient, par conséquent, ambiguë dans le domaine oligocyclique. Il en est de même pour la définition de l'évolution de cet endommagement.

La présente étude est conduite dans la continuité d'un programme sur la fatigue oligocyclique démarré au début des années 80.

Elle vise à la *caractérisation de l'endommagement, et son évolution, par la mesure des populations de fissures courtes en surface ainsi que de leurs évolutions numériques et dimensionnelles.*

Cette approche, développée d'abord pour des conditions d'endommagement en traction-compression sur matériau monophasé (316L), est appliquée ensuite sur un alliage biphasé (acier à 0,4 % de carbone) à l'endommagement en surface produit en traction-compression et par torsion alternée.

En outre, la fatigue multiaxiale séquentielle est analysée sous l'angle de cette notion d'endommagement.

Le modèle numérique développé atteste de l'importance de la physique statistique dans le domaine de fatigue oligocyclique, considérant le caractère aléatoire de la génération des fissures et de leurs interactions.

Dans ce sens, la théorie statistique de la percolation permet, comme nous le verrons, de retrouver la loi empirique de Manson-Coffin.

Ce mémoire est divisé en quatre parties.

La première partie constitue un rappel du développement des résultats obtenus sur la formation de microfissures ainsi que sur les fissures répondant à la théorie de l'élasticité linéaire ou fissures longues.

Elle présente la limite inférieure de validité des relations développées pour les fissures longues, et définit à partir de cette limite les fissures courtes et le régime de propagation leur correspondant. Finalement, les relations exprimant le comportement des fissures courtes sont décrites.

La seconde partie se concentre sur la fatigue oligocyclique. Nous y montrons les particularités de ce régime, à savoir les densités surfaciques et une croissance collective des fissures.

L'intérêt et la nécessité d'un traitement statistique des fissures courtes y sont présentés, ainsi que l'importance de la distribution spatiale des fissures autant que leur répartition en longueur.

La loi de Manson-Coffin, vieille de plus d'une trentaine d'années, est retrouvée sur la base d'un traitement statistique (théorie de la percolation) de l'endommagement observé sur le 316L, en traction-compression. La quantification de l'endommagement y est présentée à la lumière de ces résultats.

La troisième partie expose la simulation numérique basée sur les notions d'endommagement dégagées au second chapitre et sur les comportements des fissures courtes observés et décrits au chapitre précédent. Le comportement à la coalescence y est en particulier détaillé. Le modèle est appliqué à différentes situations pour des endommagements simples et cumulés, à l'air, sous vide et en milieux corrosifs aqueux.

La dernière partie concerne le travail effectué à l'université de Sheffield dans un but d'étendre les notions d'endommagement développées au chapitre II à un matériau biphasé (acier ferrito-perlitique à 0,4 % de carbone) pour différents types de sollicitations.

Des essais menés en traction-compression, ainsi qu'en torsion alternée, ont été analysés par le biais de l'endommagement en surface.

Ces modes de chargement ont été ensuite appliqués de façon séquentielle. Les observations concernent plusieurs durées de vies se situant dans les domaines oligocyclique et à endurance limitée.

Le passage d'un régime oligocyclique à un régime d'endurance limitée est analysé. Ceci nous permet de discuter les différences et similarités des processus de l'endommagement dans l'un et l'autre des domaines.

Enfin, les deux matériaux étudiés sont comparés, ainsi que les endommagements dans chacun des modes de sollicitations utilisés pour l'acier à 0,4 % de carbone .

Tout au long de ce travail, ainsi que dans la conclusion générale, la notion d'endommagement physique en fatigue est discutée et une quantification de cet endommagement est proposée.

CHAPITRE I

ASPECTS DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE ET DE SA DESCRIPTION

I-1 INTRODUCTION.

La rupture par fatigue est dûe généralement à l'application répétée d'une charge sur une structure, la valeur moyenne de cette charge étant bien inférieure à celle nécessaire à la rupture de la structure consid eree dans le cas d'une sollicitation monotone.

Il est aujourd'hui bien établi que le phénomène de fatigue est compos e de trois stades différents : le premier correspond à la formation de fissures, le second à leur propagation à travers les premières barrières (qui peuvent être, comme nous allons le voir, des joints de grains autant que des pr ecipit es ou des phases) et enfin, une propagation régulière accompagnant chaque application de la charge qui mène à la rupture lorsque la charge maximale dépasse la ténacité du matériel. Cette dernière va donc correspondre à la présence d'une fissure de taille critique qui empêche le matériel de supporter le chargement suivant [4].

Ce chapitre rapporte synthétiquement les résultats accompagnant les trois stades de l'endommagement. Le dernier stade a longuement été  tudi e et concerne la propagation régulière de fissures et correspond davantage à la fatigue-propagation.

L'étude du comportement des dislocations sur monocristaux et polycristaux a permis de décrire les mécanismes de la fatigue des métaux et alliages c.c. autant que c.f.c. . Nous allons voir que le rôle des structures cristallographiques est très important dans la formation des fissures et le type de fissuration impliquée.

Les interactions entre dislocations aboutissent à la formation de zones où la déformation plastique se localise. Des fissures très courtes apparaissent, résultant de cette localisation de la déformation plastique en bandes de glissement intenses.

Leur évolution est dès lors généralement détaillée en amorçage et propagation.

Les fissures subissent une influence de leur environnement et croissent d'abord en cisaillement des plans cristallographiques jusqu'au premier obstacle à leur progression, appel e généralement barrière.

Le franchissement de cette première barrière marque un changement de mécanisme de croissance selon certains auteurs et permet aux fissures de s'affranchir de l'influence cristallographique et de se propager régulièrement sans influence locale.

D'autres auteurs situent ce changement de mécanisme de croissance après que la fissure ait franchi plusieurs barrières.

Un paramètre facilement mesurable est la longueur en surface des fissures. Le nombre de cycles consommés avant d'atteindre une propagation en volume correspond à l'amorçage. Il varie selon l'auteur considéré et est donc sujet à controverse.

La part de la vie des éprouvettes correspondant à la propagation à travers le volume varie consécutivement selon la référence.

Ces problèmes vont être détaillés au cours de ce chapitre.

I-2 LA FORMATION DES FISSURES COURTES.

Les fissures se forment généralement à la surface libre du matériau sollicité en fatigue. En effet les grains de la surface sont les seuls à ne pas être totalement entourés de grains voisins, ce qui facilite leur déformation plastique. En outre, ces grains sont en contact avec l'environnement et sont de ce fait les premiers endommagés.

Les études sur monocristaux c.f.c. et c.c. ont montré la relation entre déformation et germination [5-8] et l'influence du type de glissement sur les durées de vies.

I-2-a Le comportement des matériaux c.f.c.

La déformation plastique se concentre sur les systèmes $\{111\} \langle 110 \rangle$. Le type d'arrangements de dislocations obtenus dépend de l'amplitude de la déformation plastique mais également de l'énergie de faute d'empilement (EDE) et de l'ordre à courte distance [8].

La possibilité de glissement dévié augmente avec la valeur de L'EDE au delà de 30 mJ m^{-2} . Ainsi, le cuivre avec 50 mJ m^{-2} est un matériau présentant facilement du glissement dévié alors que l'acier austénitique inoxydable 316L avec une EDE de 28 mJ m^{-2} présente, à température ambiante, un glissement planaire qui favorise la réversibilité de la déformation.

La déformation plastique s'organise ainsi en bandes de glissement persistantes pour le cuivre, et en bandes de glissement intenses pour le 316L.

Ce dernier est ainsi marqué par un durcissement moins important et une durée de vie plus grande pour une même amplitude de déformation plastique. Les matériaux polycristallins correspondant présentent les mêmes tendances.

I-2-b Le comportement des matériaux c.c.

Il est apparu lié à la mobilité des dislocations vis $1/2 \langle 111 \rangle$. Celles ci sont dissociées sur trois plans et une reconstruction est nécessaire pour les rendre mobiles et accommoder la déformation plastique.

Le mécanisme est activé thermiquement et deux régimes distincts caractérisent les matériaux c.c. :

(i) le *régime basse température* pour lequel la reconstruction est difficile, ce qui rend les dislocations vis sessiles. La déformation plastique est accommodée par les dislocations coins et est répartie de façon homogène.

(ii) le *régime haute température* est caractérisé par une mobilité égale des deux types de dislocations. Le comportement des c.c. ne diffère pas dans ce cas des c.f.c. à forte EDE.

Pour les aciers c.c., la température de changement de régime correspond généralement à la température ambiante. Le changement d'un régime à l'autre est alors gouverné par la vitesse de déformation plastique.

En outre, plus l'amplitude de déformation plastique est importante et plus le nombre de systèmes activés est grand, favorisant la mobilité des dislocations et le glissement dévié.

I-2-c La formation des fissures courtes

Suite aux premiers développements de l'endommagement décrits succinctement, apparaît, pour les monocristaux comme pour les polycristaux, la localisation de la déformation plastique qui précède la germination des fissures [9]. Des observations des surfaces déformées cycliquement indiquent deux processus de formation: intergranulaire et intragranulaire. Chacune procède des mécanismes référés au début de ce chapitre.

Magnin et col [10] ont effectué des tests à la température ambiante sur des éprouvettes lisses en acier inoxydable austénitique 316L d'une part et ferritique Fe-26Cr-1Mo d'autre part. Le premier acier présente une germination transgranulaire au sein des bandes de glissement intenses.

Quant à l'acier ferritique, les dislocations vis demeurent faiblement mobiles puisque l'on se situe à la température de changement de régime et elles présentent une asymétrie de glissement entre traction et compression. Ceci entraîne une irréversibilité du glissement qui se traduit elle-même par un changement de la forme des grains. L'incompatibilité de déformation aux joints des grains se traduit consécutivement par une génération intergranulaire [7].

La génération de fissures intergranulaires est également typique des essais à grande amplitude de déformation [11], caractère encore renforcé par de hautes températures où le fluage s'associe à la fatigue. La fissuration intergranulaire semble être plus préjudiciable comme l'attestent les durées de vies nettement plus courtes, en fatigue, des aciers ferritiques [11,12].

Quel que soit le mécanisme de formation impliqué en fatigue oligocyclique, les premières fissures se forment très tôt puisqu'elles prennent moins de 10 % de la durée de vie pour se former. Brown [13] annonce même l'existence de fissures après seulement 1 à 2 % de la vie d'un échantillon.

De Los Rios [14] rapporte que, dans certains alliages biphasés, les joints de grain peuvent être simplement plus faibles que les grains eux-mêmes. Ceci est dû, par exemple, à la ségrégation d'un soluté qui affaiblit la cohésion.

La génération de fissures prend place dans ce cas au sein de ces joints de grain pour des amplitudes de déformation plastique bien plus faibles que celles requises pour une germination dans des bandes de glissement. Ainsi, la microstructure de l'acier à 0,4 % de carbone qui a fait l'objet des tests consiste en perlite entourée de ferrite. Dans le cas des tests considérés par de Los Rios, les zones ferritiques constituaient les sites privilégiés de germination.

Dans le cas des alliages industriels, les inclusions favorisent évidemment la germination en concentrant la déformation plastique [15].

Une fois la microfissure formée elle va se développer, à la fois en surface et en

volume, plus ou moins longuement suivant un plan cristallographique et enfin perpendiculairement à l'axe de sollicitation maximum.

L'amorçage proprement dit correspond au début de la propagation à travers le volume. Comme nous allons maintenant le voir, la spécification du nombre de cycles nécessaires pour atteindre l'amorçage est controversée.

I-3 LE DEBUT DE LA PROPAGATION A TRAVERS LE VOLUME : L'AMORCAGE.

Bien que le terme "amorçage" soit utilisé par tous, le sens qui lui est donné correspond souvent à différents moments dans l'histoire d'une fissure, l'accord n'existant pas sur une définition reconnue de la *période d'amorçage*. Souvent une fissure est amorcée si elle a atteint une longueur donnée en surface ou une profondeur donnée (par exemple, une longueur équivalente à plusieurs tailles de grain).

De nombreux auteurs [16-19] se basent sur la distinction de deux mécanismes de croissance reconnus par Forsyth en 1963 [20]. Le premier mécanisme est cristallographique: la fissure va croître par cisaillement du plan cristallographique dans lequel elle a pris naissance jusqu'aux limites du grain : c'est le stade I de propagation.

Au sortir de ce premier grain, le stade II apparaît: il s'agit de la propagation du front de la fissure perpendiculairement à l'axe de contrainte principale maximale.

Le stade I se particularise plus ou moins bien sur les surfaces de rupture alors que le stade II est caractérisé par l'existence de stries, correspondant à la propagation en volume cycle après cycle.

Pineau et Wareing [16, 18] ont fait l'hypothèse d'un rapport unitaire entre le nombre de cycles et de stries pour la fatigue oligocyclique du 316L. Des observations au microscope électronique à balayage leur ont permis de compter le nombre de stries, et par conséquent le nombre de cycles N_p impliqués par la propagation en volume. Il en ont déduit le nombre cycles correspondant à l'amorçage en exprimant que le nombre de cycles à rupture est la somme des nombres impliqués en amorçage et en propagation:

$$N_a = N_r - N_p \quad (1)$$

La corrélation entre N_a et N_r est bonne, tout comme dans le cas des mesures de Levillant [19] faites sur le même matériau à température ambiante et à haute température.

De plus, les résultats permettent de conclure que le rapport de N_a à N_r augmente jusqu'à des valeurs proches de l'unité si l'on passe de la fatigue oligocyclique à l'endurance limitée. N_a n'est pas significatif pour ces auteurs en fatigue oligocyclique et peut être négligé.

N_a est également défini comme étant le nombre de cycles nécessaires à la propagation de la fissure sur le premier grain [21,22]. Les grains de surface étant tronqués, ce nombre correspond en moyenne à une profondeur d'une demi taille de grain puisque la forme généralement accordée aux fissures est hémicirculaire.

Magnin se réfère à cette période en fatigue oligocyclique comme celle correspondant au début de la propagation à travers le volume de l'éprouvette. Ce qui correspond en fait à une chute rapide de 1 % de la contrainte de saturation dans ses tests de traction-compression sur le 316L, avec un contrôle en déformation plastique [10,23].

En outre, cette chute se rapporte physiquement à la formation d'une fissure fatale d'une longueur en surface proche de 1 mm. Cette définition implique donc que la majeure partie de la durée de vie est consommée avant l'amorçage.

Laird [24,25] définit une fissure comme un défaut dépassant 3 μm en profondeur.

Miller et col [26] considère une propagation en volume en rapport avec celle à la surface (vitesses de propagation égale), et estime que le nombre de cycles pour passer de zéro à quelques microns n'est pas significatif, à la surface comme en volume. La propagation se fait par conséquent d'une taille nulle à la rupture.

Ibrahim et Miller [27] supposant ainsi qu'une fissure se forme dans les quelques premiers pour-cents de la durée de vie, le reste étant de la propagation.

Cette discussion rapide souligne la diversité des définitions de l'amorçage et la confusion qui subsiste. La vie des éprouvettes étant divisée en outre en amorçage et propagation, le second stade d'endommagement est définie de façon variable par les auteurs.

Soulignons ici que la limite de fatigue a été longtemps considérée comme l'amplitude de contrainte en dessous de laquelle il n'était pas possible d'observer la

génération de fissures. Il est aujourd'hui reconnu que la germination existe toujours mais que la croissance consécutive de ces fissures n'est pas toujours possible. Ceci sera détaillé par la suite en utilisant le diagramme de Kitagawa-Takahashi complété par Brown [28].

II-4 LA PROPAGATION DES FISSURES LONGUES.

La fatigue a été longtemps décrite par la propagation de fissures dépassant le millimètre de longueur en surface et menant à la rupture catastrophique des structures.

Les fissures considérées sont soumises à des conditions d'élasticité linéaire, impliquant de faibles amplitudes de contrainte, inférieures à la limite d'élasticité du matériau. L'analyse en élasticité linéaire de la croissance de telles fissures est basée sur une loi proposée originellement par Paris [29]

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (2)?$$

C et m sont des constantes expérimentales et da/dN est la vitesse de propagation proprement dite, $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ étant la variation de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte.

Il est important de remarquer que l'élasticité linéaire s'applique dans le cas d'un continuum homogène et isotrope de sorte que chaque portion élémentaire du matériau présente les mêmes propriétés que l'ensemble.

Cette approche conventionnelle décrit les contraintes et déformations en pointe de fissure en terme de facteur d'intensité de contrainte K, avec l'expression générale

$$K = Y \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3)?$$

σ est la contrainte appliquée et a est la profondeur de la fissure considérée. Y est un facteur sans dimension considérant la géométrie de l'entaille que constitue la fissure.

Les valeurs de ce paramètre sont aujourd'hui toutes répertoriées dans de véritables catalogues [30].

L'équation (2) fournit une description raisonnable de la propagation pour des vitesses comprises entre 10^{-9} et 10^{-6} m/cycle. Dans cet intervalle, les fissures se propagent en mode I qui correspond à une croissance de stade II le long d'un plan normal à la contrainte principale maximale [31]. Cf. figure I-1.

La figure I-2 schématise les trois modes simples de propagation qui sont souvent combinés dans la réalité.

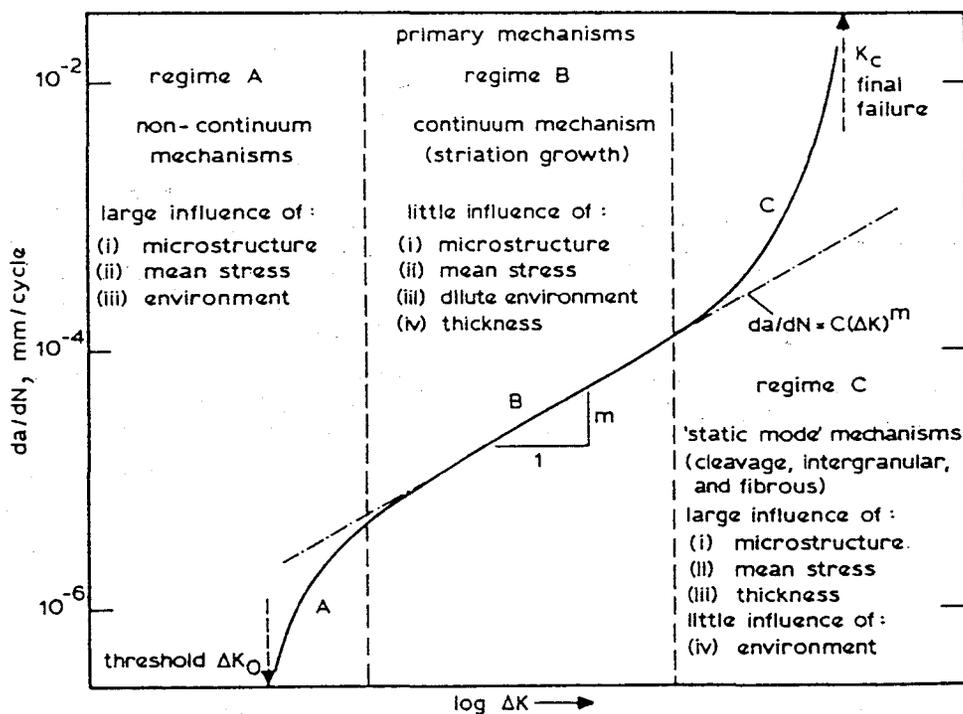


Figure I-1 Vitesse de propagation des fissures longues en fonction du facteur d'intensité de contrainte [32].

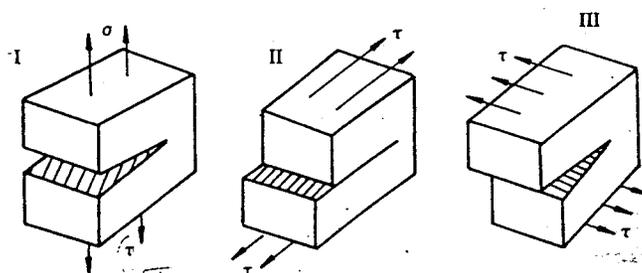


Figure I-2 Trois mode de fissuration.

L'équation (2) sous-estime pourtant les vitesses de propagation pour des valeurs plus importantes de ΔK , lorsque la phase d'instabilité est atteinte, c'est à dire lorsque K_{max} tend vers la valeur K_{IC} du matériau.

D'autre part, cette équation surestime les vitesses pour les valeurs inférieures de ΔK , c'est à dire celles qui approchent le facteur d'intensité de contrainte "seuil" ΔK_{th} , en dessous duquel la croissance des fissures longues ne se produit pas ou est indétectable [32].

Les contraintes en pointe de fissure sont limitées par une plastification locale qui intervient sur une zone connue comme la zone plastique. En mode I, le rayon de la zone plastique r_p est défini comme suit

$$r_p = \frac{1}{\beta\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

avec $\beta = 2$ pour un état de contrainte plane et 6 dans le cas d'un état de déformation plane. La figure I-3 propose une représentation schématique de la zone plastique.

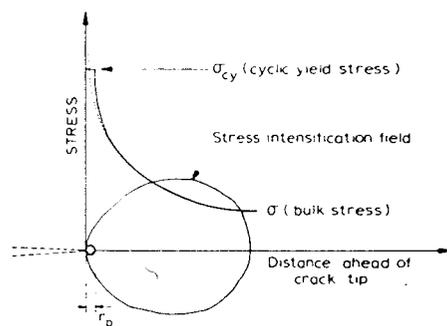


Figure I-3 La zone plastique [4].

Les conditions d'élasticité linéaire sont maintenues tant que la plasticité en tête de fissure est limitée. Nous appelons a la profondeur de la fissure. Lorsque la zone plastique en tête de fissure est inférieure à $a/50$, l'étendue de la plastification n'affecte pas de façon significative le champ élastique de contrainte.

$$r_p < \frac{a}{50} \quad (5)$$

L'équation (3) prise dans des conditions de plastification à petite échelle conduit à conclure que la contrainte ne doit pas dépasser un tiers de la limite de plasticité cyclique (ceci correspondant généralement à la limite de fatigue du matériau [31])

$$\Delta\sigma < \frac{2\sigma_y}{3} \quad (6)$$

Au dessus de cette amplitude, une autre approche est requise, qui prend en compte les effets de la plasticité en volume sur la croissance des fissures. C'est une analyse élasto-plastique. Cette approche remplace le facteur d'intensité de contrainte par un facteur d'intensité de déformation.

Boettner et col [33] définissent ce paramètre de la façon suivante

$$\Delta K_\varepsilon = \Delta\varepsilon_p \sqrt{\pi a} \quad (7)$$

Quant à Solomon [34], il utilise la même formule, mais en considérant l'amplitude de déformation élastique uniquement.

Haigh et Skelton [35] combinent l'influence des amplitudes des déformations élastique et plastique comme suit

$$\Delta K_\varepsilon = (\Delta\varepsilon_e + q\Delta\varepsilon_p) \sqrt{\pi a} \quad (8)$$

q représente la partie du cycle de sollicitation pour lequel la fissure est ouverte. En élasticité linéaire, $\Delta\varepsilon_p = 0$ et le facteur d'intensité de contrainte est obtenu directement en multipliant ΔK_ε par le module d'Young du matériau. L'équation (8) permet ainsi de décrire les deux régimes élastique et élasto-plastique et la relation de Paris est utilisable si les constantes sont connues [31].

En fatigue oligocyclique, le régime est élasto-plastique. Un modèle de propagation a été développé en 1968 par Tomkins, prenant en compte la contribution de l'amplitude de déformation plastique [36].

Ce modèle considère la décohésion du métal dûe à l'écoulement plastique, en tête de fissure, le long de deux bandes de cisaillement orientées à 45° du plan de propagation de la fissure considérée.

Le modèle s'applique au matériau à durcissement cyclique et pour un régime de propagation de stade II. Cf figure I-4.

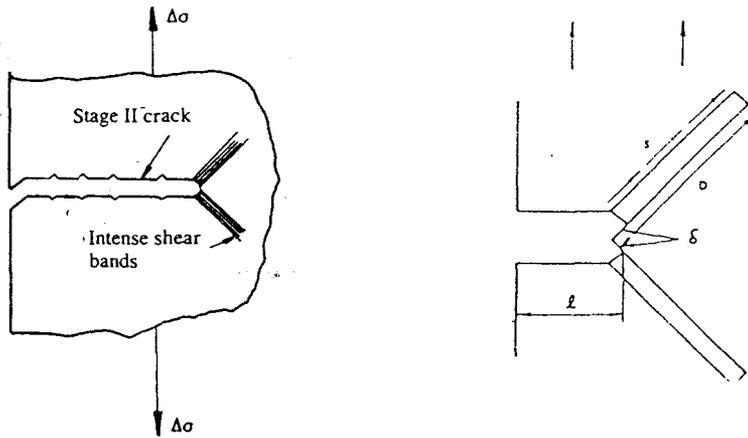


Figure I-4 Modèle de Tomkins : bandes de cisaillement en fond de fissure [36].

Il est proposé

$$\frac{da}{dN} = \int_0^{\Delta \epsilon_p} D \, d\epsilon_p \quad (9)$$

Dans cette équation, $\Delta \epsilon_p$ est l'amplitude globale de déformation plastique et D est l'étendue de la déformation plastique intense (figure I-4), qui est donnée par

$$D = \left(\sec \left(\frac{\pi \Delta \sigma}{2 \sigma_u} \right) - 1 \right) \cdot a \quad (10)$$

où σ_u est la contrainte maximale de traction. L'amplitude de contrainte $\Delta \sigma \ll 2 \sigma_u$ (excepté à grande amplitude de déformation plastique).

Rappelant maintenant que pour les matériaux à durcissement cyclique $\Delta \sigma = k \cdot \Delta \epsilon_p^\beta$, l'équation (9) donne

$$\frac{da}{dN} = \frac{\pi^2}{8} \left(\frac{k}{2 \sigma_u} \right) (\Delta \epsilon_p)^{2\beta+1} \cdot a \quad (11)$$

L'intégration consécutive donne la relation entre le nombre de cycles N_f nécessaires à la propagation d'une fissure à partir d'une profondeur originale a_0 jusqu'à une profondeur a_f ;

$$(\Delta \epsilon_p) (N_f)^{1/\alpha} = \left\{ \frac{8}{\pi} \left(\frac{2\sigma_u}{k} \right) \ln \left(\frac{a_f}{a_0} \right) \right\}^{\frac{1}{2\beta+1}} \quad (12)$$

résultat qui, en faisant raisonnablement l'hypothèse de la constance de $\ln(a_f/a_0)$, est la loi de Manson-Coffin avec $\alpha = 1 / (2\beta+1)$:

$$\Delta \epsilon_p (N_f)^\alpha = \text{Cste} \quad (13)$$

La figure I-5 illustre les observations généralement faites. Les fissures longues se propagent plus vite que les prédictions basées sur la théorie de l'élasticité linéaire, si les conditions de plasticité deviennent importantes. La question est: pourquoi ces fissures longues se propagent-elles plus vite? La réponse repose sur l'existence d'une plasticité étendue [36]. Les conditions de l'équation (5) ne sont plus respectées. D'autre part, pour les fissures plus courtes, les contraintes à appliquer, pour les rendre susceptibles de croître, doivent augmenter si l'on considère la définition du facteur d'intensité de contrainte. L'observation faite pour les fissures courtes est qu'elles se comportent de façon anormale également, c'est à dire qu'elles se propagent nettement plus vite que les prédictions de l'élasticité linéaire, et beaucoup plus rapidement que les fissures longues soumises à un même ΔK .

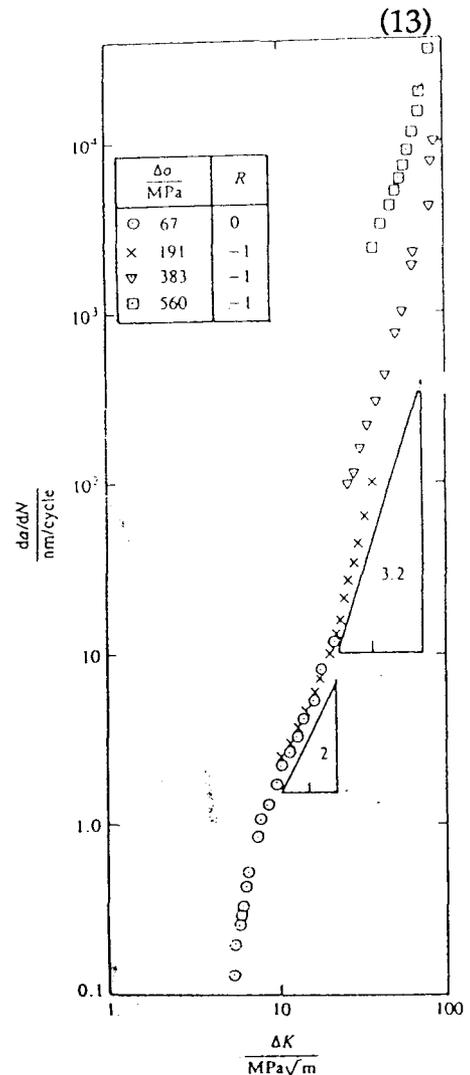


Figure I-5 Les limites de l'élasticité linéaire. Cas du 316L [29].

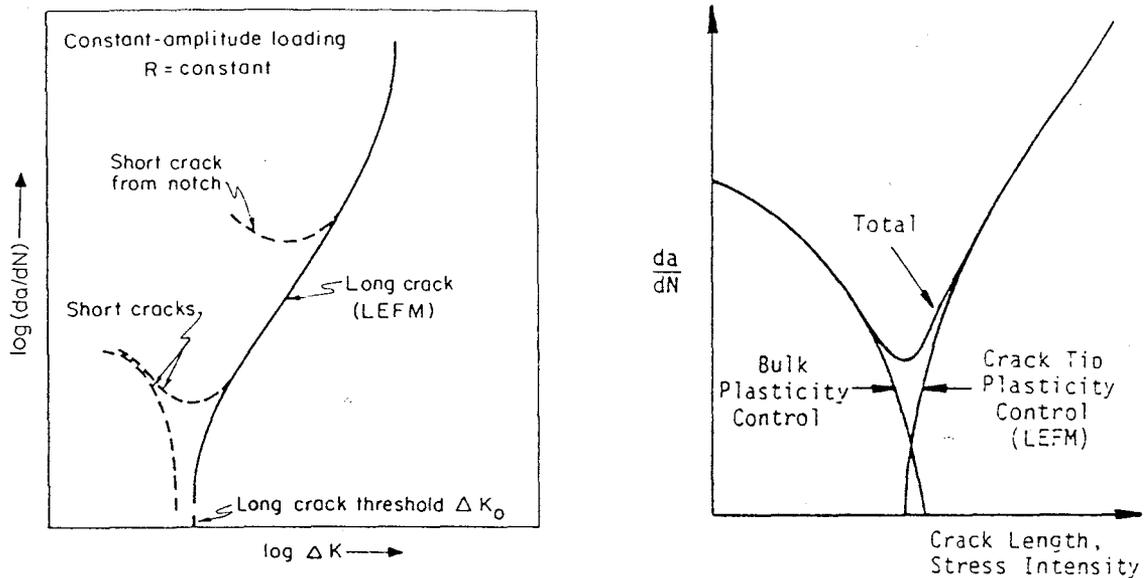


Figure I-6 (a) propagation des fissures courtes et des fissures longues [38]
 (b) Propagation des fissures due à une plasticité locale ou générale [39].

La cause de ce comportement anormal est que la fissure, qu'elle soit longue ou pas, n'est plus sous l'influence d'un champ majoritairement élastique. La plasticité en volume est devenue trop importante et a remplacé une plasticité limitée à la tête de fissure (fig. I-6b).

Des calculs ont été menés afin de caractériser analytiquement les limitations de la théorie de l'élasticité linéaire. Ils ont permis de définir à terme un "comportement fissure longue" et un "comportement fissure courte", et de classer les fissures selon ces deux types de comportement en faisant intervenir leur comportement physique plutôt que simplement leurs dimensions.

I-5 COMPORTEMENT ANORMAL DES FISSURES ET LIMITATION DE L'ELASTICITE LINEAIRE.

Smith [40] a considéré une fissure de fatigue à la limite de se propager dans un matériau dont l'amplitude "seuil" du facteur d'intensité de contrainte est ΔK_0 . Pour conserver une valeur de ΔK égale à ΔK_0 , il faut augmenter l'amplitude de la contrainte pour des tailles de fissures de plus en plus petites.

Dans ce cas, pour des fissures de plus en plus petites, il faut rappeler que la propagation aura lieu si $\Delta\sigma$ dépasse en valeur la limite de fatigue $\Delta\sigma_0$.

Le seuil de propagation des fissures courtes dépend de $\Delta\sigma_0$ et non plus de ΔK_0 . Ceci signifie aussi une valeur du ΔK correspondante inférieure à ΔK_0 .

La conclusion est simplement que si l'on considère des fissures toujours plus courtes, leur seuil de propagation peut être décrit par le ΔK_0 et donc l'élasticité linéaire, jusqu'à une limite inférieure a_0 dépendant à la fois de ΔK_0 et de $\Delta\sigma_0$. Introduisant ces deux paramètres dans la définition du facteur d'intensité de contrainte, il vient

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_0}{Y \Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (14)$$

Cette relation est illustrée par le diagramme de la figure I-7.

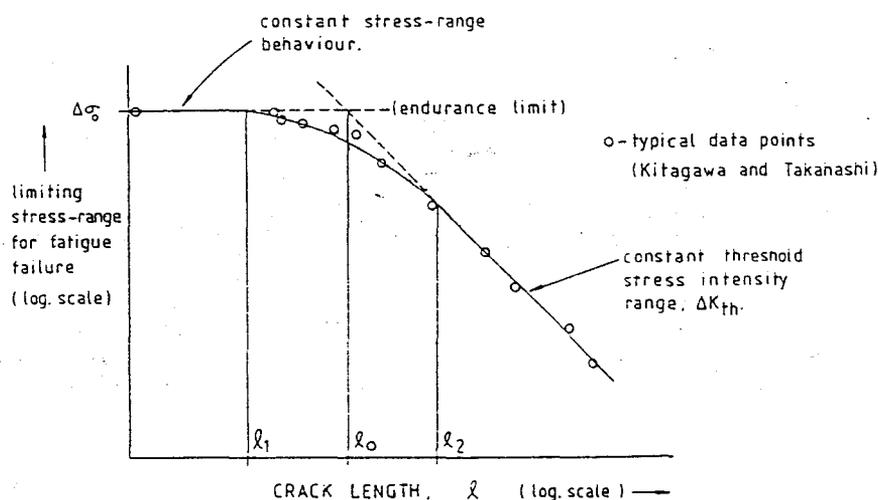


Figure I-7 L'amplitude de contrainte limite pour la rupture en fatigue en fonction de la longueur de la fissure [41].

Un tel diagramme fut présenté pour la première fois en 1976 par Kitagawa et Takahashi [42] qui observèrent une limite inférieure de 500 μm pour l'application limite des formulations attachées à l'élasticité linéaire.

Cette valeur correspond à l_2 (figure I-7), alors que a_0 y est écrit l_0 . Ce diagramme est dû à Taylor et col et constitue l'assise théorique du diagramme de Kitagawa-Takahashi [41].

Lankford obtient un bon accord entre ses mesures et le modèle de Smith [43]. Les fissures d'une profondeur comprise entre l_1 et l_2 ont un comportement anormal en propagation, comme décrit précédemment.

La valeur l_2 représente une profondeur de fissure après laquelle la propagation est celle d'une fissure longue et ne subit plus d'influence locale. Le matériau est alors pour la fissure correspondante un continuum homogène et élastique.

Taylor et col [41,45] établissent une relation entre les paramètres l_1 , l_2 et une unité microstructurale d (bien souvent la taille de grain) à partir d'une compilation de plusieurs travaux antécédents. l_2 apparaît correspondre à $10d$. En outre, l_0 est reconnu dans ses résultats compris entre d et $10d$. En conclusion, Taylor fait la spéculation que l_1 peut correspondre à d . Sa contribution principale est dans ce sens, de souligner l'importance des microstructures sur la propagation des fissures courtes, ceci jusqu'à une taille d'environ dix fois le paramètre microstructural important.

Dans une publication de 1986, Taylor reconsidère ces conclusions et avance cette fois, dans le sens défini par l'équation (5), que l_0 équivaut plutôt à dix fois la zone plastique en fatigue, r_p

$$r_p = \frac{\Delta K^2}{8 \pi \sigma_{yc}^2} \quad (15)$$

Il est intéressant de noter ici que la zone plastique est influencée par le rapport de charge R ainsi que d'autres paramètres, alors que la relation $l_2=10d$ ou $=10 r_p$ ne considère aucun de ces effets.

Le diagramme utilisé par Taylor et Lankford montre précisément les deux droites restrictives pour la propagation des fissures à savoir

(i) $\log(\Delta\sigma) = f\{-\log(\sqrt{a})\}$ par la définition de ΔK , pour $a > a_0$

(ii) une droite asymptotique $\Delta\sigma = \Delta\sigma_0 = 2\sigma_{yc}$ parallèle à l'axe des abscisses pour $a < a_0$.

Au delà de ces droites, les fissures sont générées et croissent. Ceci, de plus en plus rapidement à mesure que le couple $(\Delta\sigma, a)$ correspondant s'éloigne des droites. D'un autre côté, pour des valeurs de ce couple inférieures à $(\Delta\sigma_0, a_0)$, des fissures de stade I peuvent se former, mais ne se propagent pas beaucoup et sont stoppées par des barrières microstructurales. Ce dernier point n'est pas explicité en élasticité linéaire qui ne prévoit pas de conditions d'arrêt de propagation liées à des paramètres métallurgiques. Pour des

échantillons lisses, la durée de vie peut concerner principalement la propagation de fissure courte, à une échelle proche de la taille de grain comme l'atteste la figure I-8.

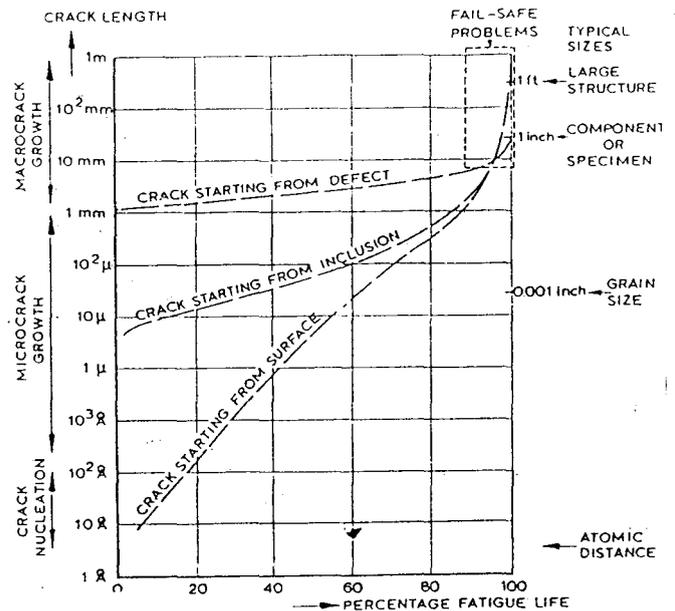


Figure I-8 Variation schématique de la profondeur de fissures avec le pourcentage de durée de vie réduite [46].

Cette dernière remarque souligne particulièrement l'importance que peut prendre le régime fissure courte, et par conséquent la nécessité de le définir.

Une fois défini, il est possible de rendre compte du comportement des fissures courtes et de prédire la durée de vie des structures, ou de modifier les paramètres conséquents pour allonger cette durée de vie, en prolongeant le régime fissure courte.

Le présent mémoire prend alors toute sa signification puisqu'il se situe à l'échelle de la fissure courte et se propose d'en étudier le comportement sous un angle original. Nous replacerons de façon plus précise l'étude après avoir décrit les différentes approches de la fissure courte.

I-6 DEFINITION DES FISSURES COURTES.

A partir de la discussion précédente, plusieurs critères permettent de définir une fissure courte, soit:

(i) une fissure de dimension (longueur en surface ou profondeur) comparable à l'échelle de la microstructure.

(ii) une fissure qui a une taille de l'ordre de la plasticité locale (typiquement la zone plastique s'étend sur moins de $10 \mu\text{m}$ dans les aciers à haute limite élastique, et prend de 0,1 à 1 mm dans un acier ductile [38]).

(iii) une fissure de dimension inférieure à dix fois le paramètre microstructural important.

(iv) une fissure, qui se développe plus rapidement que la prédiction basée sur l'élasticité linéaire, pour une même valeur de ΔK .

Les conditions de la définition (ii) peuvent être celles de fissures courtes dans des cas de plastification à petite échelle, autant que celles de fissures longues dans le cas de sollicitations cycliques plastiques (ou simplement, dans le cas des géométries complexes des structures, il peut exister des emplacements où la fissure va se propager dans un champ totalement plastique). Cf figure I-9.

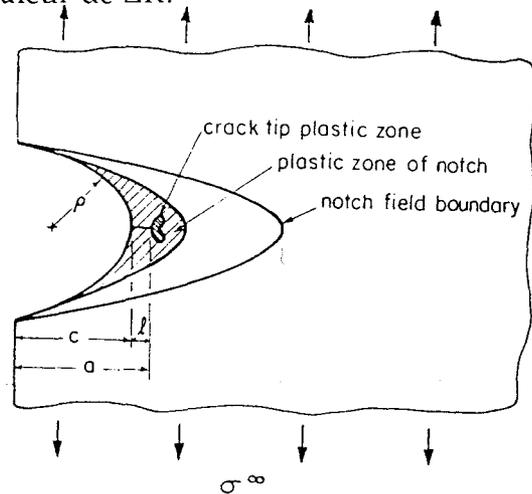


Figure I-9 Illustration d'une fissure croissant dans la zone plastique d'une entaille [38].

Miller [37] donne une définition générale des fissures courtes : celles qui se propagent plus rapidement que le prévoit l'élasticité linéaire, ceci afin de les différencier du cas des fissures longues se propageant à bas niveau de contrainte. La définition (iv) satisfait à toutes les fissures courtes.

Il faut noter, en outre, que les trois premières définitions correspondent à différentes étapes dans la vie d'une fissure se développant des quelques micromètres après sa formation en une fissure longue.

Miller [37] et Brown [28] décrivent ainsi trois catégories de fissures :

(i) la fissure microstructurellement courte, dont la longueur est inférieure à d , espace séparant deux barrières microstructurales. Sa propagation dépend totalement de la microstructure et le concept mécanique de continuum est inapplicable.

(ii) la fissure physiquement courte qui est plus grande que d mais reste inférieure à la longueur critique à partir de laquelle l'élasticité linéaire, c'est à dire ΔK , est applicable (le a_0 défini auparavant). Le comportement en propagation est ici représenté par un continuum, puisque la fissure de ce type est de moins en moins influencée par la microstructure au fur et à mesure qu'elle croît.

(iii) la fissure sous forte sollicitation mécanique dont la longueur est supérieure à a_0 , mais nécessite un traitement élasto-plastique. C'est le cas, par exemple, des amplitudes de contrainte supérieures aux deux tiers de la limite cyclique d'élasticité (équation (6)).

Ces trois catégories apparaissent communément dans un diagramme du type Kitagawa-Takahashi, reproduit en figure I-10. Ce diagramme fut présenté en particulier par Brown et intéresse l'acier à 0,4 % de carbone. Il est discuté en détail par la suite.

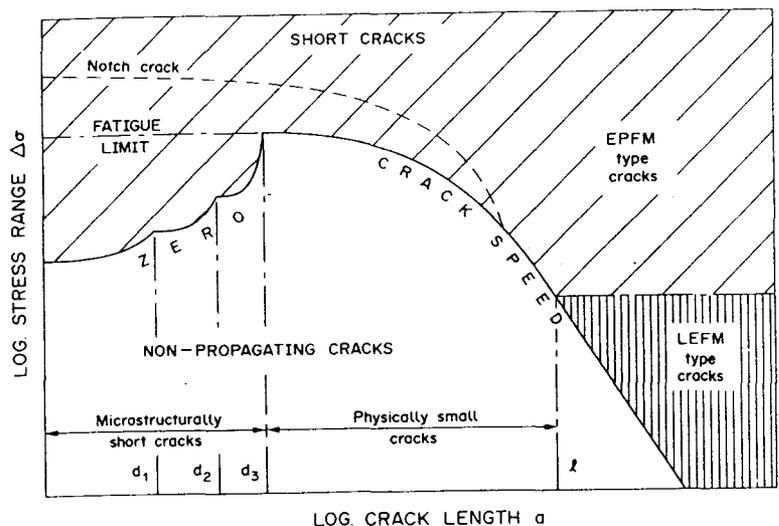


Figure I-10 Trois régime de croissance des fissures courtes [47].

I-7 LOIS DE PROPAGATION DES FISSURES COURTES.

I-7-a L'hypothèse de l'élasticité linéaire.

Des tentatives ont été conduites pour appliquer l'élasticité linéaire aux fissures courtes, en utilisant le modèle de Smith ou des résultats sur la fermeture des fissures. Afin d'obtenir une description commune des comportements de croissance pour fissures longues et pour fissures courtes, El-Haddad et col [48] reprennent les résultats de Smith et corrigent la solution en élasticité en utilisant une longueur effective de la fissure,

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi (a + a_0)} \quad (16)$$

la longueur effective étant obtenue en ajoutant à la longueur réelle a , la longueur critique a_0 proposée par Smith (équation (14)). Utilisant cette nouvelle équation, El-Haddad décrit à la fois fissures courtes et fissures longues sur des résultats de Pearson [48, 49].

Ils proposent de la même manière pour un régime élasto-plastique,

$$\Delta K = E \Delta \epsilon_t \sqrt{\pi (a + a_0)} \quad (17)$$

En régime élastique, El-Haddad extrapole une relation entre la longueur critique a_0 et la taille de grain. La relation reste linéaire, comme pour Taylor, mais le coefficient de proportionnalité est nettement plus important [48].

Adams, suivi plus tard par Morris, James, Ritchie et d'autres [50-53] se concentre sur l'effet de la fermeture des fissures dans le but d'expliquer la différence de comportement entre fissures courtes et fissures longues. L'idée est encore de remplacer le ΔK par un ΔK_{eff} (efficace) qui, lui, tient compte du déplacement à l'ouverture au point de contact des surfaces opposées de la fissure.

Tanaka [53] suggère que la réduction du rapport $K_{\text{Op}}/K_{\text{max}}$ lorsque l'on s'intéresse à des fissures toujours plus courtes, est la cause de la limitation de l'élasticité linéaire (K_{Op} correspond au facteur d'intensité de contrainte minimum pour obtenir l'ouverture de la fissure). Cf figure I-11.

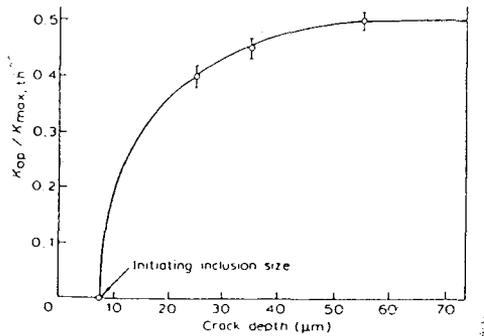


Figure I-11 Durée d'ouverture d'une fissure en fonction de sa taille [51].

Il est intéressant de noter immédiatement les limites d'un tel critère : la fermeture de la fissure diminue en importance pour des rapports de charge R de plus en plus grands, alors que le comportement 'anormal', lui, s'étend à des fissures toujours plus longues. L'effet de fermeture est lié à la taille de grain : plus la taille de grain est petite, et plus la surface de rupture est lisse rendant la fermeture moins probable. La conséquence est qu'une taille de grain plus grande amène un effet plus important de la fermeture [54].

Quoi qu'il en soit, les relations d'élasticité linéaire, ou celles d'élasto-plasticité obtenues par corrections des premières, fournissent des valeurs moyennes des vitesses de propagation et ne permettent pas de mettre en équation les comportements des fissures courtes à l'approche, par exemple, d'une barrière microstructurale.

Elles n'offrent pas non plus de vue consistante de la limite de fatigue. Dans ce contexte, ont été développés durant la dernière décennie des modèles micromécaniques, permettant d'avoir des approches de la fatigue à des échelles micrométriques. Nous allons maintenant en discuter.

I-7-b Considérations d'élasto-plasticité.

Rappelant sur la figure I-12 le diagramme de Kitagawa-Takahashi, il apparaît que le régime fissure courte est de façon prédominante une affaire d'élasto-plasticité.

Les équations rapportées souvent dans la littérature pour quantifier la croissance des fissures courtes sont de la forme générale [27, 34, 36] :

$$\frac{da}{dN} = A \Delta \epsilon_p^m a \quad (19)$$

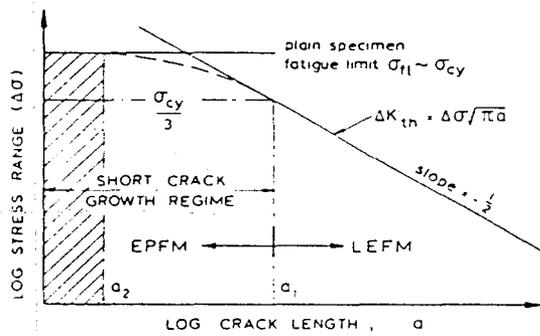


Figure I-12 Le régime fissure courte [4].

Le diagramme de Kitagawa-Takahashi a été ré-analysé par Brown sur la base d'équations du type (19) et détaille le comportement des fissures en termes de courbes d'isovitesse de propagation. La figure I-13 est un exemple de ce type de diagramme établi pour le cas particulier de l'acier ferrito-perlitique à 0,4 % de carbone. Ici, les droites représentant la limite de fatigue et $\Delta K = \text{constante} = f(\log(a), \Delta\sigma)$ ont été remplacées en particulier par un contour de propagation presque nulle (les équations constitutives sont utilisées pour une vitesse de 10^{-10} m/cycle).

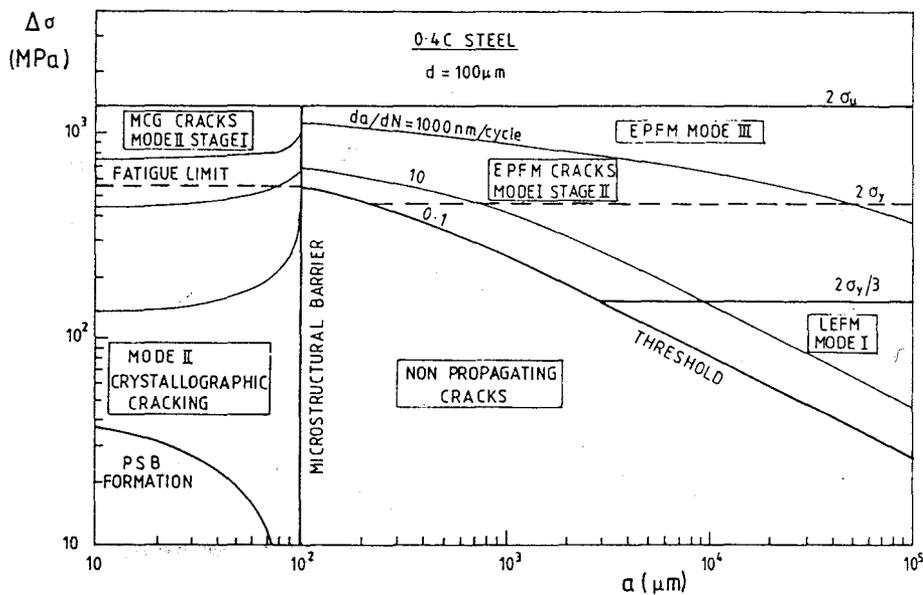


Figure I-13 Le diagramme de Kitagawa-Takahashi complété par Brown [28]

En outre, la figure I-13 offre, par définition, en une seule représentation consistante, une idée de l'évolution des mécanismes de fissuration avec l'accroissement des longueurs des fissures, ainsi que l'attestent les zones regroupées en mode de fissuration.

Si l'on observe ce diagramme à partir de parallèles à l'axe des abscisses, on peut en conclure, que :

(i) les fissures courtes, de dimension inférieure à celle de la barrière microstructurale, se comportent anormalement. Leurs vitesses de croissance diminuent au cours de leur propagation vers le premier obstacle. Ceci apparaît avec l'interaction successive d'une droite $\Delta\sigma = Cte$ avec des contours représentant des vitesses décroissantes.

(ii) des microfissures vont être générées et elles vont se propager en dessous de la limite de fatigue, mais leur propagation est stoppée définitivement au voisinage de la barrière. Ceci correspond, sur le diagramme, à l'intersection avec le contour de vitesse quasiment nulle pour des amplitudes de contrainte inférieures à la limite de fatigue. Cela suggère précisément que la limite de fatigue correspond bien à la caractéristique qu'a un matériau de gêner et finalement d'empêcher la propagation, mais non pas à l'impossibilité d'obtenir la germination de fissures [4].

(iii) la vitesse de propagation des fissures longues augmente avec leur longueur, comme l'atteste l'intersection de toute droite $\Delta\sigma = Cte$ avec les différents contours de vitesse.

Les figures I-14 et I-15 explicitent l'endommagement survenant en fatigue sur un matériau finement poli en termes d'évolution de la longueur au cours des cycles successifs (Fig. I-14) et en termes de vitesse de propagation (Fig. I-15).

Pour des amplitudes de contrainte croissantes $\Delta\sigma_3 > \Delta\sigma_2 > \Delta\sigma_1$, la rupture n'intervient pas parce que la propagation de la fissure est stoppée au niveau des barrières d_3 , d_2 et d_1 respectivement. Les fissures considérées se sont vues ralenties et finalement arrêtées au niveau de chacune des barrières.

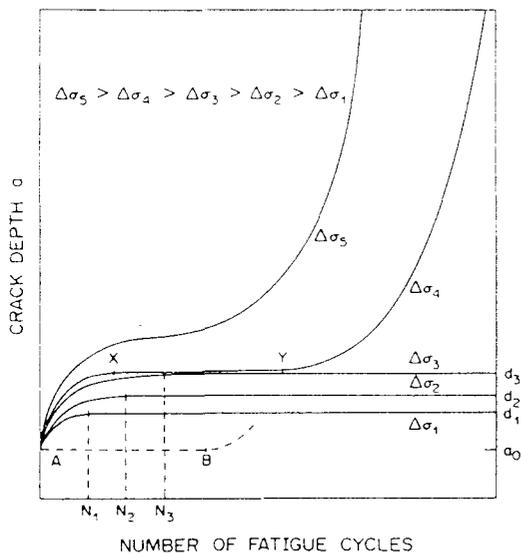


Figure I-14 Propagation des fissures courtes à différents niveaux de contraintes [47].

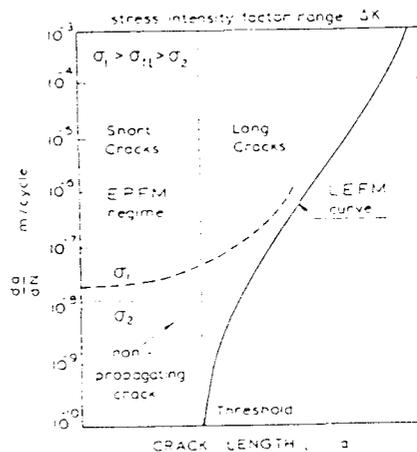


Figure I-15 Vitesse de propagation des fissures longues et des fissures courtes. Conditions d'arrêt [4].

A la figure I-14, pour $\Delta\sigma_4$, aucune des barrières n'est suffisamment forte pour empêcher finalement la propagation de la fissure. Il y a simplement un ralentissement de la progression de la fissure au niveau de la barrière d_3 .

La limite de fatigue se réfère donc à la plus forte de toutes les barrières que la fissure va rencontrer sur son chemin.

Miller prête cet arrêt de la fissure à une insuffisance de l'ouverture de la fissure tout au long du cycle [4].

Cela suggère deux causes : d'une part le mode de propagation de la fissure, c'est à dire que l'un ou l'autre des modes permettrait une aisance plus grande pour la fissure du franchissement d'un obstacle (propagation en mode I, II ou III). D'autre part, un changement de l'état de contrainte peut favoriser la fermeture d'une fissure (d'un état de contraintes planes en surface à un état de déformation plane en volume). Le durcissement du matériau a été évoqué également pour la responsabilité de cet arrêt, mais cette explication est invalidée par l'existence de ce même comportement pour des matériaux ne montrant pas de durcissement.

La figure I-16 rassemble des exemples de différentes barrières, correspondant à des conditions de franchissement de plus en plus sévères.

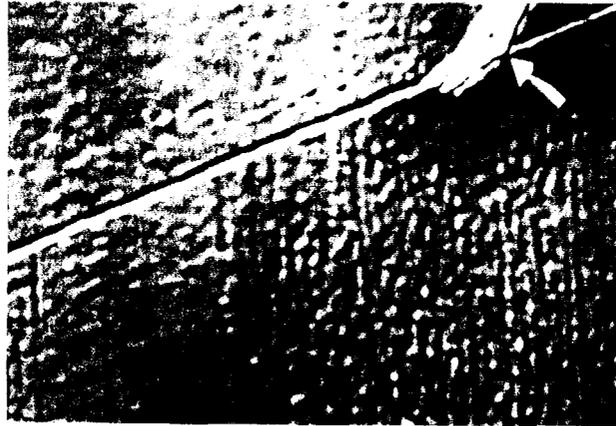


Figure I-16 Arrêt des fissures courtes par des barrières de force croissants [55].

(a) à un joint de macle.

(b) à un joint de grain (Waspaloy).

(c) à une bande perlitique (acier à 0,4 % C).

Miller et Brown ont proposé deux différents types de fissures suivant qu'elles se propagent préférentiellement à la périphérie de l'échantillon (croissance définie de type A) ou encore en profondeur (croissance définie de type B) [9], en conséquence de l'état de contrainte (voir pour ceci la figure I-17).

La dominance de la surface ou du volume implique des comportements différents des fissures vis à vis des obstacles à franchir.

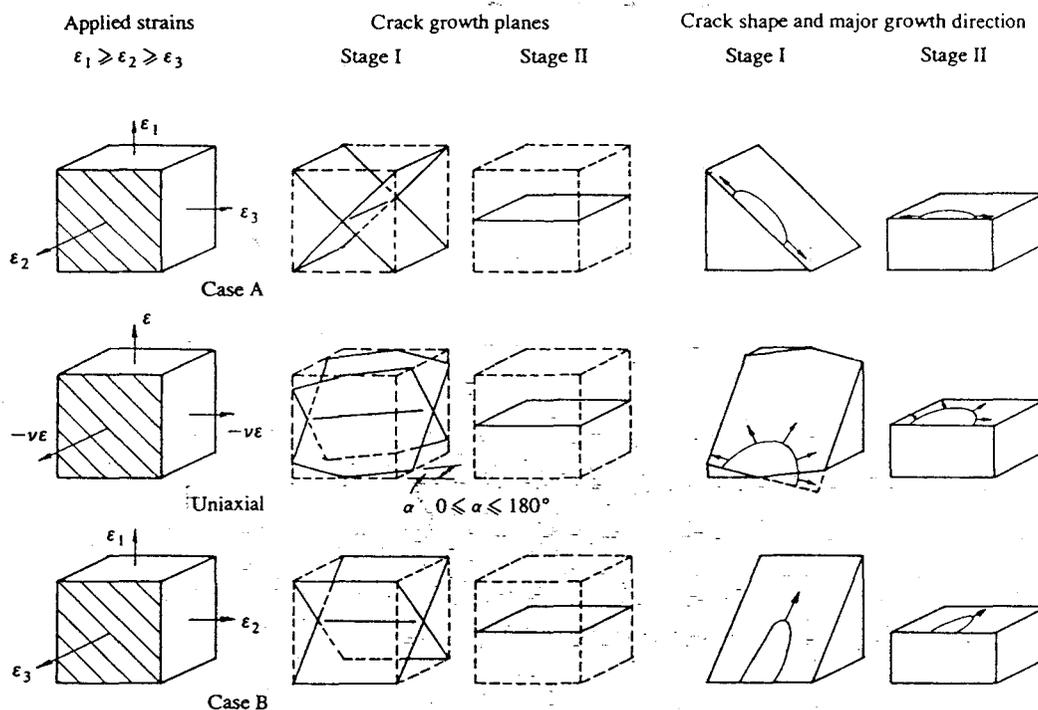


Figure I-17 La forme des fissures suivant la sollicitation [31].

I-7-c L'influence de la microstructure : considérations générales.

Cette phase de développement des fissures, correspondant à l'influence de la microstructure, a fait l'objet d'un intérêt particulier pour la micromécanique : elle va être maintenant abordée.

Cette phase est synonyme de la propagation de fissure à travers un premier grain pour certains (e.g. [4,55]) ou à travers les premiers grains [45]. La fissure peut éventuellement croître et progresser à travers plusieurs types de barrières avant d'être arrêtée.

Miller [47] rapporte l'importance dans ce cas de l'anisotropie du matériau et de la texture sur la durée de la phase microstructurale.

En effet, si l'on considère en exemple une texture morphologique, les fissures qui se développent longitudinalement ou transversalement dans un matériau laminé ne rencontrent pas les mêmes barrières ou tout au moins les rencontrent pour des longueurs différentes. Dès lors, la résistance de ces barrières à la propagation de la fissure est différente. Ceci signifie que les limites de fatigue transversale et longitudinale diffèrent. La publication de Gregory et col [57] souligne ainsi l'effet de la texture sur le comportement des fissures courtes.

Le joint de grain peut constituer la barrière la plus importante. Dans ce cas, un changement de la taille de grain va affecter le régime fissure courte. et, finalement la durée de vie des éprouvettes.

Il est reconnu, en effet, que la diminution de la taille de grain améliore les propriétés en fatigue des échantillons lisses (intéressés principalement par la propagation des fissures courtes), en augmentant leur limite de fatigue. Cependant, le seuil de propagation des fissures longues, ΔK_{th} , diminue également lorsque la taille du grain est réduite.

La figure I-18 schématise ces comportements antagonistes. La solution est d'obtenir un matériau possédant une microstructure fine en surface et grossière en volume, pour influencer chaque phase de la progression des fissures [4].

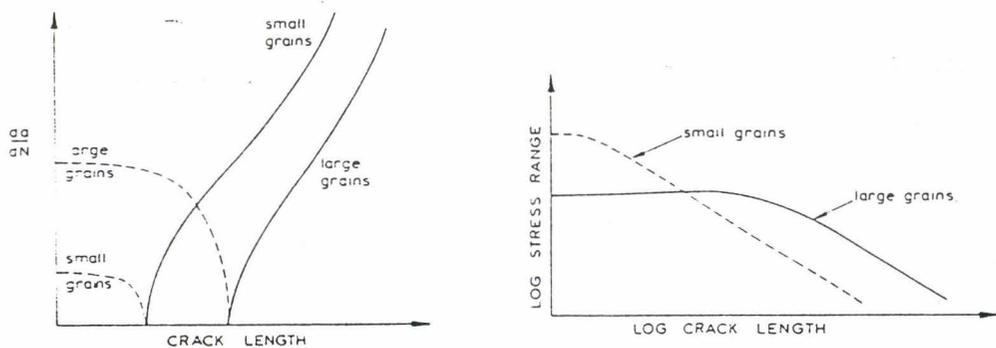


Figure I-18 Effet de la taille de grain sur les fissures courtes et fissures longues [4].

I-7-d Une description micromécanique de la fissure courte influencée par la microstructure.

La solution micromécanique proposée pour les fissures microstructuralement courtes est de la forme;

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta\gamma)^\beta (d - a) \quad (20)$$

Cette relation est obtenue à partir d'une solution générale de la forme

$$\frac{da}{dN} = \Sigma C_i a^{\alpha_i} (d - a)^{1-\alpha_i} \quad (21)$$

restreinte au premier terme ($i=1$) et où α appartient à l'intervalle $\{0-1\}$ afin de respecter la décélération observée au niveau des barrières microstructurales. C_i est fonction de l'amplitude de contrainte ou de déformation plastique via la relation $\Delta\sigma = k \Delta\varepsilon_p^\beta$.

L'équation (20) a été formulée par Hobson [58, 59]. Il analyse d'abord les résultats de Lankford [39], en utilisant fructueusement cette équation.

Yates et Grabowski [60] étendent le régime fissure courte sur les grains voisins et reformulent la relation (20) comme suit :

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta\gamma)^\beta (d_i - a) \quad (22)$$

d_i représente cette fois la succession des barrières de propagation.

Chan et Lankford [62] proposent en 1983 une première approche, incorporant une interprétation de la physique associée à la décélération de la fissure.

Ils considèrent comme barrière le joint de grain et s'intéressent à une fissure de stade I ou cristallographique. Ils apportent ainsi une correction à la loi de Paris comme suit :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \left\{ 1 - \left(1 - \frac{\tau_B}{\tau_A} \right) \left(\frac{D - 2X}{D} \right)^n \right\} \quad (23)$$

D est la taille du grain, X la distance de l'extrémité de la fissure au joint de grain. C , m et n sont des constantes dépendant du matériau.

Les contraintes de cisaillement résolues du système de glissement le plus facilement activé dans le grain fissuré A et dans le grain voisin B sont respectivement dénotées τ_A et τ_B .

Le rapport de ces contraintes résolues est utilisé comme une mesure de la facilité à activer un système de glissement dans le grain voisin. Ceci est d'autant plus facile que τ_A est plus grand que τ_B .

Cette équation montre que si le rapport explicité est petit, la vitesse de croissance décroît au fur et à mesure que la fissure se rapproche du joint de grain. En outre, la propagation est stoppée si τ_B est nulle.

Ce modèle correspond à une correction d'une loi d'élasticité linéaire qui n'est applicable qu'aux fissures longues de stade II, et son utilisation sur des fissures de stade I le rend donc contestable.

I-7-e Description des fissures courtes sous influence globale.

La phase de propagation influencée par la microstructure est, en général, limitée au franchissement de la première barrière rencontrée. Ensuite, l'influence mécanique se fait plus grande au dépend d'une influence structurale.

La fissure physiquement petite est celle qui est de moins en moins influencée par la microstructure. Ce type de fissure a déjà franchi une ou plusieurs barrières. Elle ne subit pas seulement l'influence de l'état de déformation d'un ou deux grains. Au contraire, l'ensemble des grains le long du front de la fissure influe sur son comportement. En conséquence, l'influence individuelle de chacun des grains s'affaiblit au profit d'un paramètre commun à tous, c'est à dire du paramètre mécanique. Les bases des modèles sont en conséquence tirées de l'élasticité linéaire.

Frost et col [63] font l'hypothèse que l'équation (24) permet de décrire la propagation jusqu'au seuil de propagation ΔK_{th} :

$$\frac{da}{dN} = C \{ (\Delta K)^m - (\Delta K)_{th}^m \} \quad (24)$$

Hobson utilise les résultats de plusieurs travaux sur l'aluminium allié 7075-T6.

Il montre que la meilleure corrélation correspond à $m = 2$ [59]. Expriment ΔK , il obtient une équation de la forme

$$\frac{da}{dN} = C a^{-D} \quad (25)$$

Cette dernière équation est donc utilisable pour $a > d$. C et D sont des constantes dépendant du matériau. D ne varie pas significativement avec l'amplitude de contrainte ou la déformation et est obtenu à partir des conditions de seuil de propagation. C dépend de l'amplitude de contrainte. Les détails du calcul de C et D sont donnés en références [13, 59].

L'équation (25) est de la forme de celle obtenue par Tomkins [36] pour ses essais de traction-compression en fatigue oligocyclique, de même que Miller et Gardiner qui expriment la dépendance de C en terme d'amplitude de la déformation plastique [64].

Le modèle d'Hobson a été largement utilisé depuis sa formulation et a toujours raisonnablement permis de corréler mesures et prévisions sur une gamme étendue de matériaux, structures et conditions de sollicitations.

Brown [65] trouve qu'une solution unique de l'équation (20) peut être utilisée à la fois en fatigue uniaxiale et en torsion sur l'acier à 0,4 % de carbone en utilisant une amplitude de contrainte équivalente (basée sur l'amplitude de cisssion maximum) au lieu d'utiliser l'amplitude de la contrainte résolue.

En outre, de nombreuses études ont justifié l'utilisation des équations (20) et (25). Le diagramme de Brown présenté précédemment a été construit en utilisant d'ailleurs ces deux équations pour le cas d'un acier à 0,4 % de carbone.

I-7-f Une description physique des fissures courtes.

De Los Rios et Navarro ont développé un modèle de propagation des fissures courtes basé sur l'idée d'une accumulation de dislocations dans certains plans cristallographiques. Ils ont produit récemment un modèle unifié qui permet de considérer dans la continuité la fissure microstructuralement courte et la fissure physiquement courte [14, 66-69].

De Los Rios [14] considère d'abord la vitesse de propagation des fissures courtes comme une fonction de l'étendue et de l'intensité de la plasticité à l'extrémité de

la fissure.

Il suppose la génération d'une fissure au milieu du grain.

Il fait alors l'hypothèse que la vitesse dépend du nombre de dislocations qui participent à la relaxation de cette extrémité. Le nombre correspondant est lui-même fonction de la contrainte de cisaillement et de l'étendue de la bande de glissement, L (qui est égale à la moitié de la taille de grain lorsque la fissure a une taille nulle), dans le grain.

$$\tau = \mu \cdot \frac{n b}{L} \quad (26)$$

b étant ici le vecteur de Burgers.

la vitesse de propagation s'énonce ainsi comme suit :

$$\frac{da}{dN} = f \left(\tau \frac{L - a}{\mu} \right) \quad (27)$$

$(L - a)$ représente ici l'étendue courante de la bande de glissement. Si la contrainte est suffisante, le glissement s'étend au grain voisin et en conséquence $(L - a)$ ne décroît jamais jusqu'à zéro et la fissure n'est pas arrêtée mais est simplement ralentie au passage du joint de grain.

Dans le cas de l'acier à 0,4 % de carbone étudié en torsion, la progression des bandes de glissement est gênée par les colonies de perlite. L correspond donc à la dimension des plages de ferrite.

Plus tard, de Los Rios en association avec Navarro développe une autre approche micromécanique [67-69].

L'idée principale demeure la proportionnalité de la vitesse de propagation avec le déplacement plastique dans la bande de glissement:

$$\frac{da}{dN} = f \cdot \phi \quad (28)$$

f est dans ce cas la fraction de dislocations participant à la propagation et est une fonction de l'amplitude de contrainte à la puissance α , exposant qui dépend du matériau et des conditions de sollicitations [66].

Le modèle résultant décrit les deux phases de croissance des fissures courtes avec un lien pour les valeurs supérieures des vitesses avec l'élasticité linéaire.

ϕ est exprimé comme suit :

$$\phi = \frac{2 \kappa}{G} \cdot \frac{\sqrt{1 - n^2}}{n} \cdot a \cdot \Delta\sigma \quad (29)$$

où G est le module de cisaillement, $\kappa = 1$ ou $1 - n$ selon que l'on considère des dislocations vis ou coin. $\Delta\sigma$ est l'amplitude de contrainte appliquée à l'échantillon. n est le rapport a divisée par la somme de a à la taille de la zone plastique. Navarro et de Los Rios appliquent leur modèle aux résultats de Hobson et retrouvent des prédictions en accord avec l'expérience.

I-8 CONCLUSION

Que les relations présentées ci-dessus soient développées dans un domaine élastique ou élasto-plastique, elles ne considèrent chacune que la propagation d'une fissure. Ceci se conçoit facilement pour les fissures longues (plus de 1 mm de longueur en surface ou de profondeur) qui se trouvent isolées du fait de leur faible nombre, voire de leurs singularités sur la totalité de l'échantillon.

Des études récentes montrent que l'endommagement dans un domaine faiblement plastique (cas de la fatigue à endurance limitée) peut être considéré comme dû à la propagation d'une fissure unique depuis une taille de quelques micromètres jusqu'à rupture, englobant par conséquent les phases de développement correspondant à la fois à la fissure courte et à la fissure longue.

Les approches précédemment décrites se trouvent ainsi pleinement justifiées dans le domaine d'endurance limitée. Les équivalences généralement admises entre endommagement et longueur de fissure d'une part, vitesse d'endommagement et vitesse de propagation de la fissure d'autre part apparaissent judicieuses et sans ambiguïté.

Cependant, si les amplitudes de déformation plastique deviennent plus importantes, la génération de fissures et leur propagation deviennent "anarchique" et interactives.

Non seulement les fissures courtes sont très nombreuses mais toutes se propagent avec des différences de vitesses dues aux influences locales différentes pour chacune d'elles. Cette fois, il faut entendre par influence locale non seulement la microstructure comme décrit plus haut, mais également la présence d'autres fissures. La rupture intervient après un certain nombre d'événements et de coalescences imprévisibles individuellement.

Il devient difficile de décrire l'évolution de l'endommagement par des équations déterministes. La description de la fatigue dans ce domaine doit être faite par des méthodes globales : il faut introduire le facteur statistique dû à la propagation multiple qui survient alors.

Les notions d'endommagement citées plus haut perdent alors de leur clarté, puisque sur la majorité de la durée de vie, les fissures multiples vont conserver des dimensions faibles et comparables et vont se propager à des vitesses différentes : Il n'est plus possible d'en choisir une seule et de caractériser l'endommagement par sa longueur et sa progression par la vitesse de croissance. Nous proposons donc dans cette étude d'aborder l'endommagement par le biais des populations de fissures évoluant tout au long de la durée de vie afin de prendre en compte le caractère statistique inhérent au nombre élevé des fissures générées et croissant.

CHAPITRE II

ENDOMMAGEMENT PHYSIQUE
EN
FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

II ENDOMMAGEMENT PHYSIQUE EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE.

Nous proposons dans ce chapitre de nous intéresser à l'évolution de la surface d'éprouvettes en fatigue, de caractériser précisément les phénomènes d'endommagement de surface intervenant dans le cas du matériau 316L.

Afin de rationaliser la démarche, nous utilisons les densités de fissures en surface et décrivons leurs évolutions. A la lumière de ces données, nous proposons une description statistique de l'endommagement en fatigue oligocyclique et élargissons la définition de l'endommagement. Cette analyse nous permet de considérer l'accumulation de l'endommagement sous l'angle de l'évolution des populations de fissures en surface.

La fissuration en surface est enfin étudiée sur la base de considérations statistiques par la théorie de la percolation. Les hypothèses conduisent ainsi à la loi empirique de Manson-Coffin.

Ce résultat original renforce l'idée de l'importance du rôle de la surface tout au long de la détérioration des échantillons et de l'importance d'une considération collective des fissures.

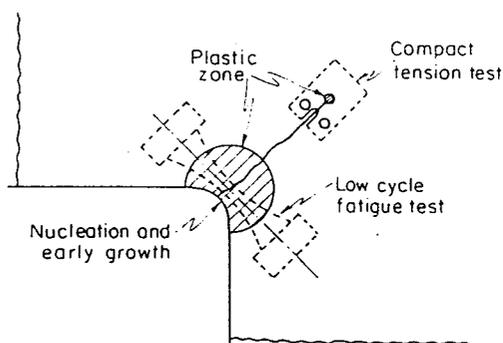
II-1 INTRODUCTION.

Durant les dernières décades, les études se sont concentrées sur le régime des fortes déformations plastiques correspondant au domaine oligocyclique (typiquement, des déformations plastiques supérieures à 0,1 % menant à des durées de vies inférieures à 10^5 cycles).

L'une des caractéristiques essentielles de ce régime est une plastification globale des échantillons à opposer à la plastification localisée aux extrémités de fissures présumée par l'élasticité linéaire.

En fait, le régime plastique est généralement impliqué dans les structures soumises à la fatigue. Les fissures courtes vont se développer dans une zone totalement plastifiée, comme le schématise la figure II-1.

Figure II-1 Développement de l'endommagement dans une structure : une étape à plastification globale suivi d'une étape à plastification locale [68].



Les résultats sur l'évolution de l'endommagement en surface, cycle après cycle, se sont montrés particulièrement intéressants dans le domaine de la fatigue oligocyclique. Pour celui-ci, un grand nombre de fissures sont générées et se propagent en surface durant la majeure partie de la durée de vie des échantillons. En conséquence et contrairement au domaine à endurance limitée, de nombreuses fissures ont des longueurs du même ordre pendant une partie de la durée de vie.

Au chapitre I, nous avons vu que la dimension des fissures sur échantillons lisses se compare à celle du grain pendant la majorité de la vie de ces éprouvettes. En résumant la majorité des cas de croissance à la formation d'une fissure hémicirculaire, ou encore héli-elliptique, il vient que l'endommagement en volume (mesuré en longueur de fissure en volume) se limite aux premières couches de grains pendant la plus grande partie de la durée d'un essai. Dans le même temps, l'endommagement superficiel apparaît plus sévère (les longueurs en surface ont des valeurs au moins doubles de la profondeur des fissures).

Cette remarque justifie l'intérêt porté au suivi de l'évolution de la surface et explique les difficultés rencontrées si l'on souhaite étudier plutôt l'évolution en volume. En effet, la fatigue oligocyclique se distingue de la fatigue à endurance limitée par deux caractéristiques spécifiques:

(i) de fortes densités de fissures courtes se forment et croissent

(ii) dûe à ces densités, le développement individuel laisse place à une propagation collective, qui se traduit par des interactions entre fissures.

Cela rappelle l'ambiguïté, soulevée au chapitre I, quant à la quantification de l'endommagement. Effectivement, la définition classique de l'endommagement se rapporte non seulement à l'évolution d'une seule fissure, la fissure fatale, mais plus spécifiquement à son évolution en profondeur.

II-2 ETUDE SURFACIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT

Les quinze dernières années ont vu la caractérisation de l'endommagement en fatigue se porter sur la rugosité de surface, ou plus précisément sur les fissures se développant en surface.

Ceci a conduit à différents modèles de l'endommagement, comme celui de Hobson présenté au chapitre précédent, et basé uniquement sur des mesures en surface.

Ce modèle ne se penche pas de façon approfondie sur les rapports d'aspects des fissures (rapport longueur en surface sur profondeur de la fissure). L'idée de base demeure un rapport fixe entre longueur en surface et profondeur (souvent 2 en traction compression).

Ce modèle de Hobson a été appliqué à de nombreuses configurations de chargement. Il est très approprié dans le domaine de l'endurance limitée mais reste encore hasardeux dans le domaine oligocyclique, où il conduit à des durées de vie surestimées.

Cette approche de l'endommagement par le biais de la surface est intéressante et conserve également l'idée originale des études de fatigue : la rupture est causée par le développement d'une seule fissure.

D'autres auteurs se sont attachés à une description d'ensemble de la surface. Cette idée s'est révélée d'autant plus judicieuse en fatigue oligocyclique que le nombre de fissures générées est élevé sur toute la surface et qu'une grande part de ces fissures se propagent à la surface pendant une grande partie de la durée de vie. Ces conditions sont caractéristiques d'un échantillon totalement plastique.

Nous allons nous intéresser plus particulièrement au cas du 316L.

II-2-a Fissuration en surface du 316L.

Magnin et col [10,11,71,72] ont étudié la fatigue oligocyclique de différents polycristaux monophasés aux caractéristiques variées. La figure II-2 présente l'évolution de la contrainte cyclique maximale en traction pour quatre matériaux différents. On observe une saturation rapide qui se prolonge pendant la majeure partie de la vie des éprouvettes.

Ce fait traduit, comme nous allons le voir, un endommagement qui se localise durablement en surface (premières couches de grains) et qui se développe tardivement en volume.

Cette dernière étape tardive cause alors une chute brutale de la contrainte maximale (figure II-2). Cette observation a conduit à la définition du nombre de cycles N_i présentée au chapitre I: il s'agit du nombre de cycles nécessaires à la formation en surface d'une fissure qui va se traduire d'abord par une chute brutale de 1 % de la contrainte à saturation et, rapidement, par la rupture. N_i représente plus de 90 % de la durée de vie d'un échantillon.

Les matériaux considérés à la figure II-2, présentent différentes structures cristallographiques, ainsi que, pour ces essais contrôlés en déformation plastique, des durées de vie et des contraintes à saturation variées.

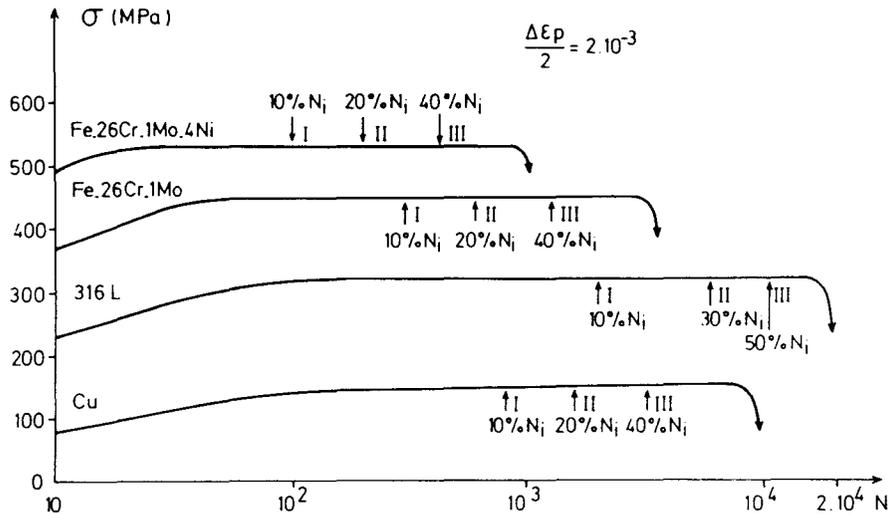


Figure II-2 Evolution de la contrainte maximale en traction et pourcentages correspondant à la formation de différents types de longueurs croissantes. $\Delta \epsilon_p = 4 \cdot 10^{-3}$ [23].

Si maintenant, nous nous intéressons à l'endommagement de la surface au cours des essais, il apparaît une tendance commune: des fissures de longueur équivalente se forment régulièrement pour certaines tranches de vie réduite N/N_i des éprouvettes, indépendamment du matériau.

Se référant à une longueur qui correspond à une taille de grain pour le 316L, 50 μm , on s'aperçoit que des fissures inférieures à 50 μm se forment dès la valeur 0,1 du rapport N/N_i , des fissures d'une longueur l en surface $50 < l < 150 \mu\text{m}$ se forment après 10 ou 20 % de Ni.

Environ 40 à 50 % de la valeur de Ni sont consommés pour propager des fissures sur des longueurs supérieures à 150 μm (figure II-2).

Il a donc semblé intéressant d'organiser les études en fonction de ces différentes classes de longueurs en surface, puisqu'elles correspondent à une évolution homogène des matériaux monophasés, indépendamment de leurs autres caractéristiques.

II-2-b Classification des fissures courtes.

Nous allons par conséquent, pour la suite de cette étude, définir les types de fissures courtes que les remarques précédentes amènent à distinguer.

(i) *les fissures de type I* correspondent à des fissures à la surface d'un grain, qui ne se prolongent pas au delà des joints de grain. La fissuration du 316L est transgranulaire à la température ambiante et aux amplitudes de déformation plastique où sont effectués les essais ($\Delta\epsilon_p$ varie de 2×10^{-4} à 8×10^{-3}).

Les fissures se développent primitivement à l'intérieur des bandes de glissement intense. Ce type correspond par définition à une croissance cristallographique.

(ii) *les fissures de type II* sont celles qui ont franchi un ou deux joints de grain en surface. Cette classe rassemble donc les fissures dont la longueur en surface varie de 50 μm à 150 μm . Leur croissance demeure cristallographique, mais au fur et à mesure de leur propagation, elles sont de moins en moins influencées par l'environnement du grain premier-voisin.

Cette influence locale est peu à peu affaiblie puisque la fissure s'étend peu à peu sur plusieurs grains. De ce fait, il en résulte une influence moyenne de l'orientation cristallographique et qui s'affaiblit encore au fur et à mesure du développement en surface des fissures.

(iii) *les fissures de type III* ont un comportement qui peut être décrit par des hypothèses d'élasticité linéaire pour leur propagation.

Elles correspondent à la gamme de longueurs 150 μm -500 μm et leur croissance moyenne est perpendiculaire à l'axe de sollicitation principal.

(iv) quelques fissures dépassent 500 μm de longueur en surface et constituent les *fissures de type IV* dont la formation précède de peu la rupture de

l'échantillon. Le type IV mène à la formation d'une fissure de 1 mm environ en surface, qui se traduit par la chute de la contrainte de saturation.

II-2-c Prépondérance de la croissance à la surface.

Ces différents types de fissures correspondent à différents modes de croissance, comme nous venons de le voir, mais possèdent une caractéristique commune : la "force motrice" est la propagation en surface.

Des études ont été faites par Ramade [23] afin d'estimer la propagation des fissures en volume pour chacun des types définis et de la comparer à leur propagation à la surface.

Des coupes longitudinales ont été entreprises, et les fissures apparaissant sur les sections ont été comptées. Les densités linéiques de fissures calculées à partir de ces sections sont comparées aux densités mesurées à la surface des échantillons. Les plus petites profondeurs ($<0,5 \mu\text{m}$) sont reliées aux longueurs les plus petites en surface (Type I), les profondeurs allant jusqu'à $50 \mu\text{m}$ étant rattachées aux fissures de type I et II.

La figure II-3 montre les recoupements obtenus à l'aide de ces mesures.

Il apparaît que jusqu'à plus de $0,9 \times N_i$, 97 % des fissures observées ont une profondeur de l'ordre du micron. C'est à dire que la très grande majorité des fissures présentent un front superficiel.

Les trois pour-cents qui demeurent sont des fissures de type III et offrent somme toute une profondeur minime en regard de leur longueur en surface (une grande part de ces trois pour-cent ne dépassent pas un grain en profondeur).

Parmi ces fissures, seules quelques unes continueront à se propager par la suite, en concentrant la déformation plastique. Le faible nombre de fissures dans ce cas semble être indépendant de l'amplitude de déformation plastique et caractérise le stade de l'endommagement correspondant à N_i , l'amplitude de déformation plastique intervenant au niveau du nombre de cycles consommés pour obtenir cet endommagement.

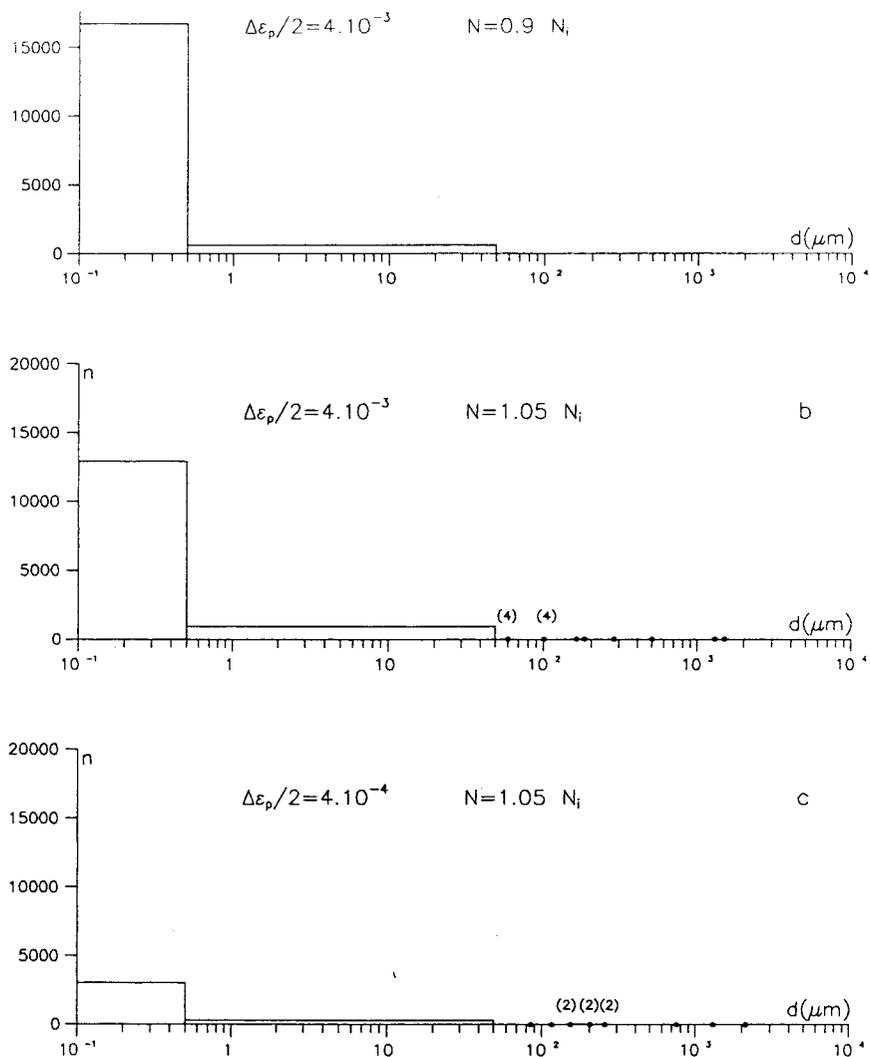


Figure II-3 Rapport dimensionnel des fissures courtes : une majorité de fissures ont une profondeur inférieure à un grain avant et après N_i [23].

Ce résultat s'oppose à l'idée généralement admise d'une forme moyenne hém elliptique ou hém-circulaire des fissures.

Le rapport d'aspect des fissures est défini comme le rapport de la longueur en surface à la profondeur. Pour des formes hém-circulaires, ceci donne un rapport d'aspect de 2, et quant aux formes semi-elliptiques, ce rapport est estimé inférieur à 10. Ces formes sont généralement établies dans le cas des fissures longues, et leurs variations correspondent plutôt à une réponse à la géométrie de l'échantillon ou au type de chargement.

Cependant, il faut noter que de nombreux auteurs choisissent, pour les études des rapports d'aspect (longueur en surface divisée par la profondeur), une limite inférieure de 500 μm (voir par exemple Kitagawa [42]).

Brown [31] justifie la formation d'une fissure hémi-circulaire, en remarquant que dans les conditions de déformations planes existant en volume, les déformations principales radiales sont égales, ce qui autorise une déformation égale sur tout le front de la fissure (figure II-4). Dans ce cas, aucune direction de propagation n'est privil gi e et le front est et demeure circulaire.

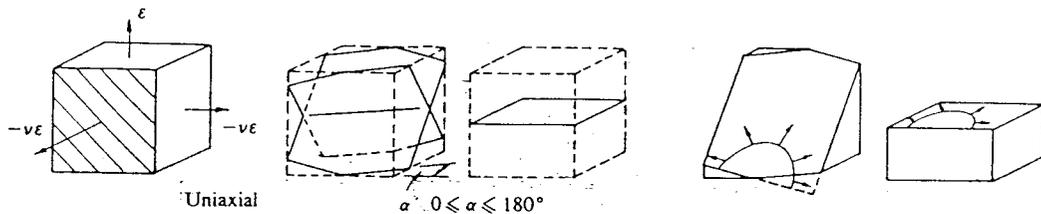


Figure II-4 La forme des fissures est d e à l'état de déformation plane existant en volume [31].

Cependant, il devient ambigu de parler de rapport d'aspect si les fissures se propagent par cisaillement cristallographique comme les fissures de types I et II. Cela soulève en fait le problème de la distinction entre intrusion et fissure de type I. Une difficulté a dû apparaître quant à la mesure des densités linéiques de fissures sur les coupes longitudinales : la distinction entre une trace de fissures de type I et une intrusion.

Au contraire, sur les coupes longitudinales, aucun problème majeur ne se pose pour observer les fissures se propageant en mode d'ouverture.

Les donn es expérimentales ne sont donc pas à prendre dans un sens strict.

Le résultat à retenir ici est donc le fait d'avoir un *faible nombre de fissures se développant en volume. La majorité des fissures courtes se propagent en surface, et la propagation en volume est longtemps limit e dans la progression de l'endommagement.*

II-2-d Comportement en croissance en surface des différents types de fissures.

Des essais à trois niveaux différents d'amplitude de déformation plastique ont été choisis; $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, $\Delta\varepsilon_p = 4 \times 10^{-3}$ et $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$. Ils correspondent donc à un rapport d'amplitude de 10 pour les deux valeurs extrêmes et donnent des durées de vie respectives de 7500, 19250 et 268000 cycles pour le 316L. Les durées de vie concernent pour les deux premières, le domaine de la fatigue oligocyclique, pour la dernière un domaine classiquement référé comme celui de la fatigue à endurance limitée.

Les évolutions des densités des différents types de fissures courtes sont représentées en figures II-5 et II-6. Elles diminuent pour $\Delta\varepsilon_p = 8 \cdot 10^{-4}$ et les nombres de fissures de types II et III sont largement réduits.

Si nous nous intéressons aux densités cumulées, nous apercevons pourtant que l'allure des courbes est semblable (Figure II-5). L'endommagement en surface semble donc évoluer de façon homogène que l'on se situe en fatigue oligocyclique ou à endurance limitée si nous nous reportons aux durées de vie obtenues.

Cette remarque renforce l'idée émise au paragraphe précédent : *il semble que la rupture finale survienne lorsque un certain nombre d'évènements endommageants similaires se sont produits.*

Suh [73-75] et par Ochi [76] poursuivent l'étude de la fatigue oligocyclique dans ce sens. Ils concluent à une germination rapide et continue de fissures jusqu'à la rupture finale. La fissure fatale est la conséquence d'une combinaison de l'intensification et de la localisation de la déformation plastique d'une part et d'une densité locale de fissures plus forte.

En fait, il apparaît bien ici que le dernier stade de l'endommagement qui précède immédiatement la rupture correspond à un stade où quelques fissures se sont propagées en profondeur au delà de quelques tailles de grains et concentrent la déformation plastique. Dans ce cas, la description physique de ce stade semble indépendante du niveau de déformation plastique, pour les amplitudes de déformation plastique considérées. Le niveau de déformation plastique interviendrait dans la facilité à rassembler les conditions nécessaires à la formation des quelques fissures profondes.

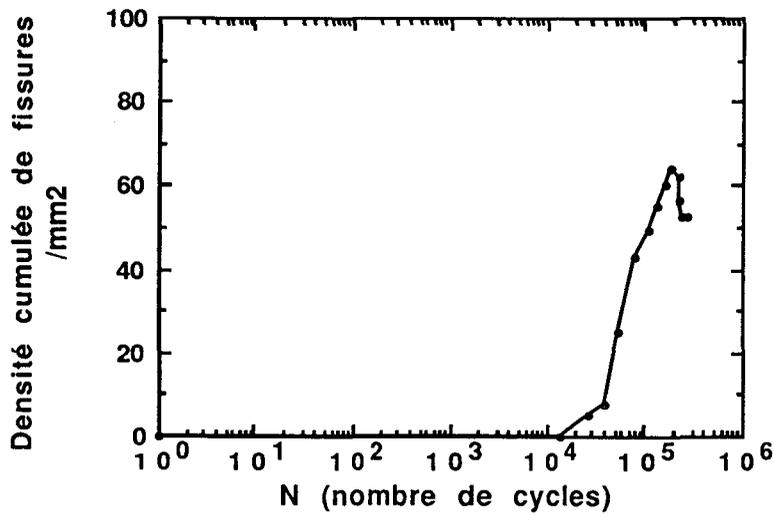
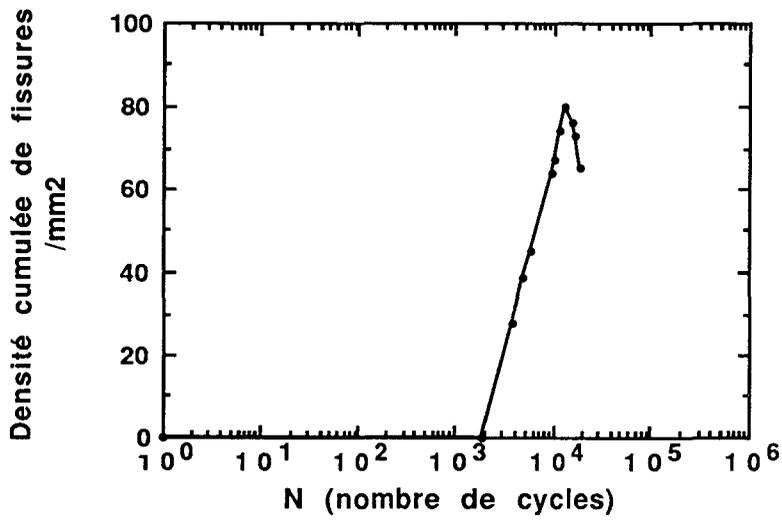
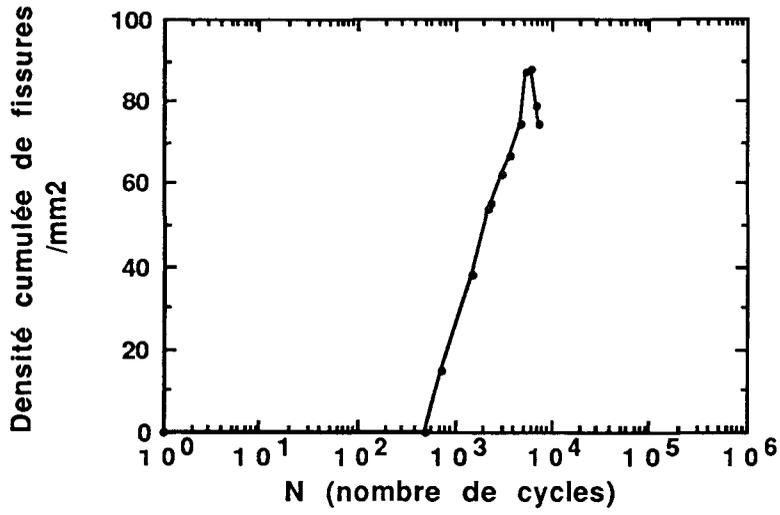


Figure II-5 Evolution des densités cumulées de fissures à la surface de haut en bas : $\Delta\epsilon_p$ vaut 8×10^{-3} , 4×10^{-3} et 8×10^{-4} .

Il nous reste à définir les conditions nécessaires et à décrire la formation des fissures profondes. Pour cela intéressons nous à l'évolution des fissures courtes et au processus d'endommagement de la surface.

Remarquons bien, avant d'aller plus loin, que les densités cumulées ou les densités de chaque type de fissures présentées sont le fait de moyennes calculées sur une grande partie de la surface des éprouvettes. Dès lors l'information sur les densités locales n'est pas disponible. Nous allons voir que les densités locales observées peuvent être parfois beaucoup plus importantes que les densités moyennes de fissures.

La figure II-6 rassemble les trois courbes correspondant à chacun des trois niveaux de déformation plastique.

Faisons d'abord quelques remarques sur les similitudes d'évolution des populations de type I aux trois niveaux de déformation plastique.

Les fissures courtes de type I sont générées à un taux constant (pente de la courbe de densité de type I à la figure II-6) jusqu'à la formation du type II. La pente de la courbe chute alors et conserve alors cette valeur réduite jusqu'à la formation de fissures de type III.

Nous observons cependant une augmentation du nombre de fissures de type I pendant toute la période correspondante, c'est à dire pendant plus de 65 % des durées de vie à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et 4×10^{-3} et pendant plus de 80 % à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$. La formation de fissures de type III marque le maximum de la densité en type I.

Un fois ce maximum atteint, l'endommagement s'accélère, conduisant à une diminution des populations de fissures de type I de deux façons;

(i) d'une part les densités de fissures de type II doublent, consommant des fissures de type I

(ii) d'autre part les fissures de type III vont également doubler en nombre, consommant pour leur formation des fissures de types inférieurs.

Les diminutions successives de taux de formation de chacun des types de fissures s'expliquent par la localisation partielle de la déformation plastique au niveau des fissures les plus longues comme par le passage d'une partie des fissures dans la classe supérieure (la pente de la courbe résulte du nombre de nouvelles fissures diminué du nombre de fissures passées dans la classe supérieure).

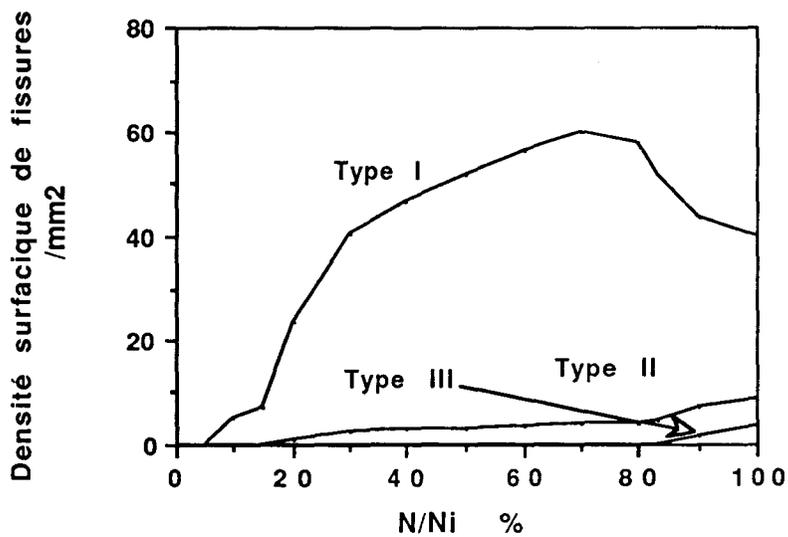
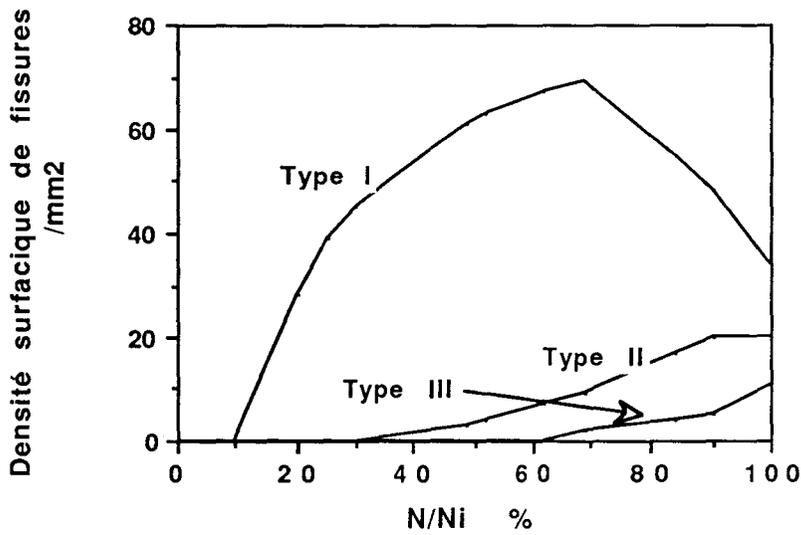
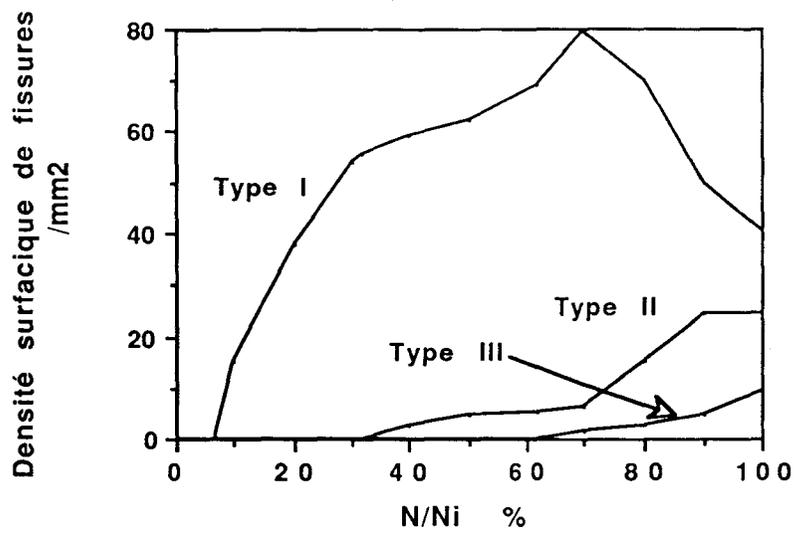


Figure II-6 Evolution des densités de fissures des types I, II, III à la surface de haut en bas : $\Delta\varepsilon_p$ vaut 8×10^{-3} , 4×10^{-3} et 8×10^{-4} .

Au fur et à mesure que l'écart entre la moyenne des longueurs en surface des fissures et les longueurs des plus grandes fissures se creuse, la localisation de la déformation plastique s'accélère.

Au stade final de l'endommagement seules quelques fissures concentrent la déformation plastique. Ces fissures sont de type III et IV et elles se propagent régulièrement.

Ramade [23], tout comme Suh [73-75], rapporte que l'émergence de ces fissures les plus longues se fait à la faveur d'une densité locale de fissures plus importantes que la moyenne. Ramade parle d'une densité locale voisine de 500 fissures au mm^2 quand la moyenne n'est que de 60-80 / mm^2 .

La coalescence entre fissures de type III intervient également plus tard. Plus récemment Polak [77, 78] a étudié la fatigue du cuivre polycristallin de haute pureté en portant une attention toute particulière à l'endommagement en surface. Il rapporte un processus de croissance des fissures les plus longues par génération de nouvelles fissures courtes en aval, et par coalescence consécutive.

Dans son cas, les fissures se forment continuellement à un même taux jusqu'à ce que le régime de propagation régulière soit atteint. Pour ce régime, la propagation des fissures les plus courtes est arrêtée par un effet de forte localisation de la déformation plastique au niveau des plus grandes fissures, et par un effet d'écran de part et d'autre du plan de ces fissures les plus longues.

Pour Polak, le régime de propagation intervient lorsqu'une fissure dépasse une longueur critique qui dépend de l'amplitude de déformation plastique.

Dans le cas du 316L, nous avons observé un accroissement du nombre de fissures de type I sur les 80 premiers pour-cents des durées de vie réduites, suivi d'une chute de leur densité pour le reste des durées de vie réduite.

Ces deux phases peuvent correspondre aux observations de Polak concernant la formation de nouvelles fissures. Le régime de propagation qu'il évoque semble s'associer à la dernière phase de l'endommagement du 316L, où se forment les fissures se développant en volume (20 derniers pour-cents des durées de vie réduite).

Le tableau I (page suivante) rassemble les valeurs des taux de formation des différents types de fissures au cours des essais aux trois niveaux de déformation plastique.

Les chiffres de ce tableau suggèrent un rôle important de l'amplitude de la déformation plastique sur le taux de formation de fissures de type I, qui est 40 fois plus important à forte amplitude ($\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$) qu'à faible ($\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$). Les durées de vie apparaissent comme une conséquence de ces taux de formation de fissures de type I puisqu'elles sont étrangement dans le même rapport, c'est à dire $268000/7500 = 36 \approx 40$. Le même calcul conduit à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et à $\Delta\varepsilon_p = 4 \times 10^{-3}$ donne un rapport des taux de formation de fissures de type I de 2,4 alors que le rapport des durées de vie vaut $19250 / 7500 = 2,57$.

Les durées de vies semblent dès lors découler directement du taux de formation de fissures pour ce 316L.

Ceci se comprend facilement si l'on fait la remarque suivante. Plus il y a de déformation plastique et plus il y a de grains qui peuvent donner lieu à la génération de fissure. Ceci se traduit par un plus grand nombre de fissures se formant et des possibilités plus nombreuses de voir deux grains voisins orientés favorablement de façon à présenter une barrière plus faible à la progression de la fissure, en induisant plus vite du glissement dans le grain voisin. En conséquence, ceci aboutit à une densité plus importante de fissures longues, et bien sûr plus rapidement.

D'autre part, la barrière constituée par le joint de grain est beaucoup moins importante à forte amplitude au regard de la fissure, et le devient de moins en moins au fur et à mesure de la croissance de la fissure.

Ces dernières remarques effectuées, il reste à noter une dernière chose concernant les courbes d'évolution des fissures de type I: les trois courbes de la figure II-6 présentent à peu de chose près la même pente.

Cela suggère que, indépendamment du nombre de cycles nécessaires à la formation des fissures de type I, une densité d'environ 50 fissures de type I est toujours obtenue en consommant environ 25 % des durées de vie.

Les erreurs relatives sur les densités indiquées et les pourcentages de durées de vie réduites pris en compte sont de l'ordre de 10 % et 20 % respectivement.

Durée de vie réduite	Type I	Type II	Type III
de 0 à 7 %	0	0	0
de 7 à 32 %	$29 \cdot 10^{-3}$	$2 \cdot 10^{-3}$	
de 32 à 62 %	$9 \cdot 10^{-3}$		$12 \cdot 10^{-3}$
de 62 à 70 %			
de 70 à 90 %	$-13 \cdot 10^{-3}$	0	$6 \cdot 10^{-3}$
de 90 à 100 %			

Durée de vie réduite	Type I	Type II	Type III
de 0 à 10 %	0	0	0
de 10 à 25 %	$12 \cdot 10^{-3}$		
de 25 à 30 %			
de 30 à 49 %	$4 \cdot 10^{-3}$	$8 \cdot 10^{-3}$	$1 \cdot 10^{-3}$
de 49 à 62 %			
de 62 à 69 %	$-6 \cdot 10^{-3}$	$2 \cdot 10^{-3}$	
de 69 à 90 %		$3 \cdot 10^{-3}$	
de 90 à 100 %		0	$3 \cdot 10^{-3}$

Durée de vie réduite	Type I	Type II	Type III
de 0 à 5 %	0	0	0
de 5 à 15 %	$7,5 \cdot 10^{-4}$		
de 15 à 30 %		$6 \cdot 10^{-5}$	
de 30 à 70 %	$2 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-5}$	$8 \cdot 10^{-5}$
de 70 à 83 %	$-2,5 \cdot 10^{-4}$		
de 83 à 100 %			$9 \cdot 10^{-5}$

Tableau I Les taux de formation des trois types de fissures courtes
De haut en bas, à $\Delta\varepsilon_p = 8 \cdot 10^{-3}$, puis $\Delta\varepsilon_p = 4 \cdot 10^{-3}$, enfin $\Delta\varepsilon_p = 8 \cdot 10^{-4}$

Sur les 25 premiers pour-cents des durées de vie réduites (suivant les 5 % consommés par le durcissement de l'éprouvette), le taux de génération de fissures de type I conserve pratiquement la même valeur si l'on se réfère au durées de vies réduites. Ceci sera retenu par la suite pour la modélisation de l'endommagement.

Si nous nous intéressons aux taux de formation des fissures de types II et III, nous n'observons pas beaucoup de différences entre les résultats aux deux amplitudes les plus fortes.

Il semble que les fissures de type II se forment rapidement et que leur densité se stabilise durant les 15 ou 20 derniers pour-cents (taux de formation nul). Cette remarque peut indiquer un équilibre atteint entre le nombre de fissures passant dans la classe supérieure (devenant des fissures de type III) et le nombre de nouvelles fissures de type II.

Ce plateau de la densité des fissures de type II ne se forme pas à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$. Il semble au contraire qu'il soit très difficile de générer des fissures de type II à partir des fissures de type I.

Ceci indique une certaine "stagnation" de l'endommagement pendant plus de 50 % de la durée de vie à ce niveau. En effet, seule la densité en fissures de type I augmente encore de façon appréciable sans pour autant conserver le taux de croissance des premiers 25 % à partir de leur formation.

Le taux de génération de fissures de type I est diminué dès la formation de quelques fissures de type II. Ceci sera également retenu pour la simulation de l'endommagement.

Il ne semble pas y avoir d'autres points de similarité dans le développement des fissures de types supérieurs aux différents niveaux d'amplitude.

Deux ordres de grandeurs séparent en moyenne les taux de formation des fissures de type II en réduisant la déformation plastique de $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$.

En résumé, il semble que l'évolution des fissures de type I présente quatre phases distinctes :

(i) une première phase d'écroutissage de l'éprouvette qui consomme quelques pour-cents des durées de vie réduites. Cette phase ne sera pas considérée par la simulation au paragraphe suivant.

(ii) une seconde phase qui débute avec la formation des premières fissures de type I. Elle aboutit à une densité moyenne de fissures de type I de l'ordre de 50 fissures par mm^2 en 25 % de la durée de vie.

(iii) une troisième phase qui suit la formation de deux ou trois fissures de type II : une localisation de la déformation plastique doit intervenir partiellement, causant sur le reste de la surface une réduction notable du taux de formation des fissures de type I. Cette troisième phase "consomme" environ 40 % de la durée de vie et mène à un maximum de la densité en type I.

(iv) la dernière phase se traduit par une chute rapide des populations de type I. Cette dernière phase semble correspondre à une phase de croissance "anarchique" qui donne rapidement lieu à la formation des types III. Cette phase se caractérise par le doublement de la densité de type II en moins de 20 % de la durée de vie dans tous les cas. Ceci exprime la transformation des fissures de type I en type II et leur participation à la formation rapide des fissures de type III et de la fissure fatale.

Ces remarques constitueront la base de la modélisation de l'endommagement du 316L.

La coalescence désigne la plupart du temps la jonction entre deux fissures de même type, c'est à dire se développant dans un même mode et ceci ne concerne bien souvent que des fissures longues, ou tout au moins des fissures d'une longueur en surface de plusieurs centaines de micromètres. Ici, ce terme s'applique à des fissures qui ne sont pas nécessairement de même nature. En effet, les types I semblent participer à la croissance des types III, et plus tard des types IV, bien que leurs modes de croissance soient très différents.

Les fissures de type I ont une croissance de nature cristallographique, alors que les types supérieurs qui peuvent les "consommer" correspondent à un stade II de propagation.

Cette idée de la coalescence entre une fissure de stade I et une fissure de stade II est tout à fait originale.

La décroissance finale de la densité en fissures de type I est moins marquée à faible niveau de déformation plastique. De la même façon, il semble que la localisation de la déformation plastique soit plus importante lorsque l'amplitude diminue. Ceci se traduit sur la courbe de la figure II-6 par une formation plus rapide des fissures de type II.

Au contraire, les fissures de type I se forment, dans les premiers pour-cents, pour chacun des niveaux et de manière identique.

La transition des types II à III est nettement retardée à faible amplitude ($\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$), ce qui suggère que leur progression se fait de manière bien plus individuelle et que la densité ne joue plus un rôle si déterminant pour la formation des fissures les plus longues.

La tendance, lorsque l'on passe à des amplitudes de déformation plastique plus faibles, est de modifier le mécanisme de formation de la fissure fatale: un grand nombre d'interactions (croissance collective) intervient à forte amplitude, relié simplement à un "effet de nombre".

Des densités importantes, associées à de nombreuses fissures longues de plusieurs tailles de grains à la surface, impliquent donc une distance statistiquement faible entre fissures à la surface, alors que les basses densités rencontrées à plus faible amplitude (ainsi qu'un faible nombre de fissures dépassant une taille de grain) favorisent l'individualité de la progression de la fissure fatale.

Les vitesses de propagation à la surface des différents types de fissures courtes sont difficiles à établir, étant donné le défaut de données concernant leurs croissances individuelles. Des courbes de la figure II-6, peuvent simplement être estimées les valeurs moyennes de ces vitesses, comme nous le verrons par la suite.

II-2-e Nature physique de l'endommagement.

Nous pouvons maintenant, à la lumière des résultats exposés ci-dessus préciser la nature de l'endommagement qui intervient pour nos échantillons lisses, polycristallins et monophasés de 316L.

Tout d'abord, l'endommagement semble se localiser à la surface pendant la majorité de la durée de vie des éprouvettes, en se développant de façon homogène sur toute la surface. Les fissures, nous l'avons vu ont une profondeur inférieure à la taille de grain jusqu'à N_i , puis seules quelques unes se développent en profondeur. Dans le même temps, les longueurs en surface des fissures se sont largement développées.

Ensuite, les fissures sont très nombreuses, particulièrement les fissures de type I, c'est à dire celles d'une taille en surface inférieure à la taille de grain.

Le nombre très important de fissures, toutes longueurs confondues, combiné à la prépondérance de la croissance en surface, retarde la localisation immédiate de la déformation plastique. Ces deux facteurs favorisent également très longtemps la croissance moyenne de toutes les fissures et la formation continue de nouvelles fissures sur toute la surface.

Certaines fissures se développent plus rapidement que d'autres au bénéfice d'une orientation des grains plus avantageuse localement ou d'une densité locale plus forte. La fissure fatale se développe alors à partir de ces quelques fissures par coalescence et croissance individuelle.

Le processus d'endommagement physique de l'échantillon semble donc un processus largement collectif puisqu'il s'adresse à toute une population de fissures en majorité inférieures à la taille de grain. *Le terme "collectif" doit être pris ici sous deux sens. D'une part, la fissure fatale intègre la croissance de plusieurs fissures courtes. D'autre part, une grande part des fissures se propagent.*

En outre, le nombre élevé de fissures et la formation tardive des quelques fissures fatales suggèrent un effet marqué du nombre de fissures, soit un caractère statistique durable dans la détérioration d'un échantillon qui s'oppose au déterminisme classique des lois d'élasticité linéaire, ou d'élasto-plasticité. Ceci d'autant plus que l'on choisit des amplitudes de déformation plastique fortes.

La démarche pour décrire l'endommagement doit considérer ce caractère statistique et ce développement "anarchique" de fissures sur la surface totale. Ce caractère statistique a déjà fait l'objet de plusieurs travaux comme ceux de Taylor [79] et de Lindborg [80]. Le plus ancien, celui de Lindborg, traite sous un aspect statistique de la coalescence de fissures représentées par souci de simplification par des sites occupés dans un maillage de carrés.

Taylor quant à lui fait un parallèle entre le traitement nécessairement statistique des atomes d'un gaz et une approche de la fatigue oligocyclique sous l'angle des densités de fissures. Les atomes de gaz sont décrites par deux paramètres : leurs positions et leurs vitesses.

Dans le cas qui nous intéresse, par contre, les fissures ne peuvent être considérées comme ponctuelles. Nous remplaçons la position des atomes par la longueur des fissures et la vitesse de déplacement par la vitesse de propagation et nous pouvons retrouver l'idée du système statistique.

Les paramètres position et vitesse pour les atomes de gaz sont différents pour chaque atome, mais concourent ensemble à la détermination des paramètres globaux comme la pression et la température (pour un volume donné).

Pour le système de fissures, ces paramètres sont le niveau d'endommagement et la vitesse de la détérioration.

Nous voyons bien maintenant que pour donner une représentation complète de l'endommagement, il nous faut décrire un système de fissures. Quant à la progression de cet endommagement, il nous faut décrire la dynamique du système de fissures. Il s'agit alors de connaître les longueurs en surface des fissures, leurs vitesses de propagation et la position mutuelle de leurs extrémités.

Les théories de la physique statistique semblent donc pouvoir s'appliquer dans une certaine mesure à l'endommagement des éprouvettes. Le prochain paragraphe présente ainsi l'endommagement décrit par une approche de type *percolation*. Cette approche concrétise l'idée de l'accumulation statistique d'événements élémentaires endommageants qui apparaissent indépendants. Le développement "anarchique" des fissures à la surface converge pourtant vers la formation d'une ou plusieurs fissures évoluant dans le volume et qui est ou sont fatales à l'éprouvette.

II-3 THEORIE DE LA PERCOLATION APPLIQUEE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DU 316L.

II-3-a Interprétation de la théorie de la percolation.

La percolation, ici, revient à considérer l'évolution d'un système comme une juxtaposition d'endommagements qui apparaissent mineurs s'ils sont observés indépendamment, mais sont très rapidement catastrophiques par interactions mutuelles. Il s'agit avant tout d'un phénomène de nombre, et implique par conséquent un minimum d'événements élémentaires pour se réaliser.

Nous avons vu d'autre part que la croissance des fissures courtes est discontinue au moment de franchir une barrière, ceci d'autant plus que la fissure est réduite en taille. La barrière est dans le cas du 316L polycristallin le joint de grain. En outre, une classification des fissures par leurs longueurs en surface a été utilisée sur la base d'un incrément correspondant à une taille de grain.

Ces remarques suggèrent que la fissuration des grains puisse être envisagée par étape successive d'un grain fissuré à la fois. La définition de l'événement élémentaire endommageant devient alors évidente: la fissuration d'un grain ou la formation d'une fissure de 50 μm .

La percolation sera appliquée ici dans le cadre d'une hypothèse de réseau régulier et continu de sites ou grains, où chacun des sites a une probabilité p d'être occupé (contient une fissure), $1-p$ d'être vide (le site ou grain n'est pas endommagé).

Ces probabilités sont les mêmes pour tous les sites indépendamment de l'état de leurs voisins. Les sites occupés de façon contiguë constituent les amas, ou encore ici les fissures de surface proprement dites.

Certaines questions concernant ce problème sont donc : quel est le nombre $N_x(p)$ d'amas contenant x sites occupés dans tout le réseau considéré ou plutôt quelle est la probabilité d'obtenir x sites consécutifs occupés ? A quelle probabilité critique P_c un amas infini se forme t-il et "percole" t-il d'un bout à l'autre du réseau ? [81].

Se référant à un événement élémentaire comme défini ci-dessus, pour plus de simplicité, il nous faut approximer les fissures courtes de type I à ces événements élémentaires.

Cette équivalence entre une fissure de type I et un événement élémentaire endommageant (correspondant à un site occupé) est justifiée en un sens par la classification que nous avons utilisée. Celle-ci se réfère à une base correspondant à un grain : les fissures de type I ont une longueur en surface inférieure à la taille d'un grain, les fissures de type II une longueur en surface allant de 2 à 3 grains. Enfin les fissures de type III s'étendent en surface sur une longueur de plus de 3 grains et jusqu'à 10.

Comme nous l'avons expliqué ci-dessus, une fissure de type II ou de type III va correspondre à un amas de sites occupés dans le réseau. Lorsque la percolation est atteinte, beaucoup de sites isolés (fissures de type I), comme d'amas de taille limitée ne participent pas proprement dit à l'amas infini (qui est la fissure fatale).

Cette situation existe tout autant dans la réalité puisque lorsque le nombre de cycles N_i est atteint dans l'expérience (c'est à dire lorsque la fissure fatale est formée), plus de la moitié des fissures de type I subsistent, ainsi qu'une partie des fissures de type II et de type III.

Il reste à préciser une chose : quelle est l'équivalence fissures de type II, de type III avec un nombre fini d'événements élémentaires, ou encore un nombre fini de sites contigus occupés ?

Nous choisissons des valeurs moyennes étant donné la gamme des longueurs couvertes par les types II et III : une fissure de type II va correspondre à un cumul de deux événements élémentaires, ou un amas de deux sites voisins. Quant aux fissures de type III, un amas regroupant 6 sites consécutifs occupés semble satisfaisant.

II-3-b Evolution du taux d'occupation des sites durant l'essai.

Le nombre cumulé d'événements élémentaires, ou de sites occupés de façon isolée ou pas, peut être déduit des courbes de la figure II-6, cycle après cycle. Ce nombre cumulé correspond en effet à un nombre équivalent de fissures de type I. En fait, il équivaut à la densité de fissures de type I augmenté de deux fois la densité en fissures de type II d'une part et de six fois la densité en fissures de type III d'autre part.

La figure II-7 représente l'évolution de ce nombre équivalent pour chaque niveau de déformation plastique expérimenté.

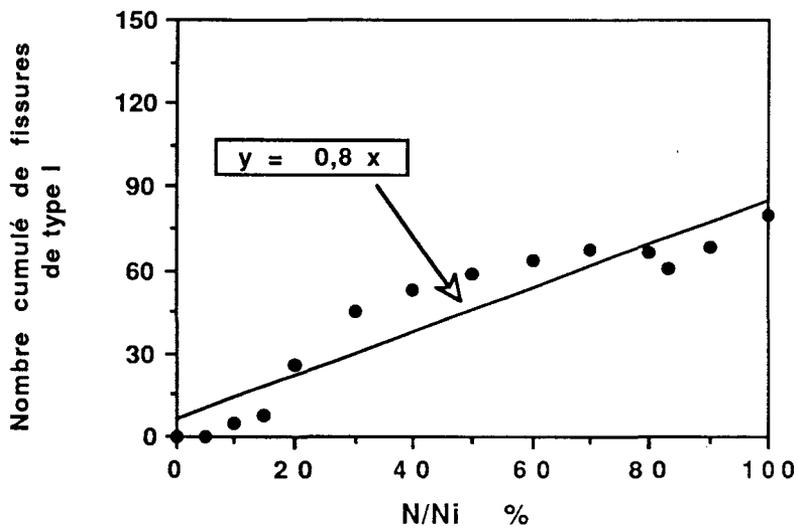
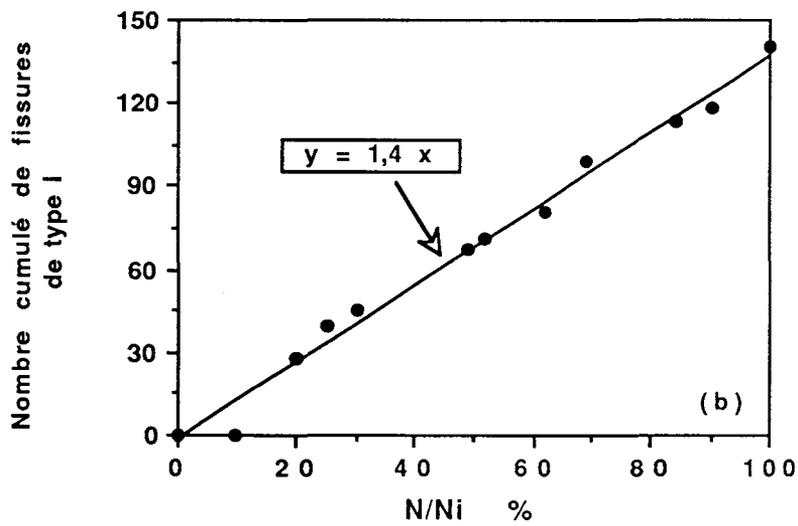
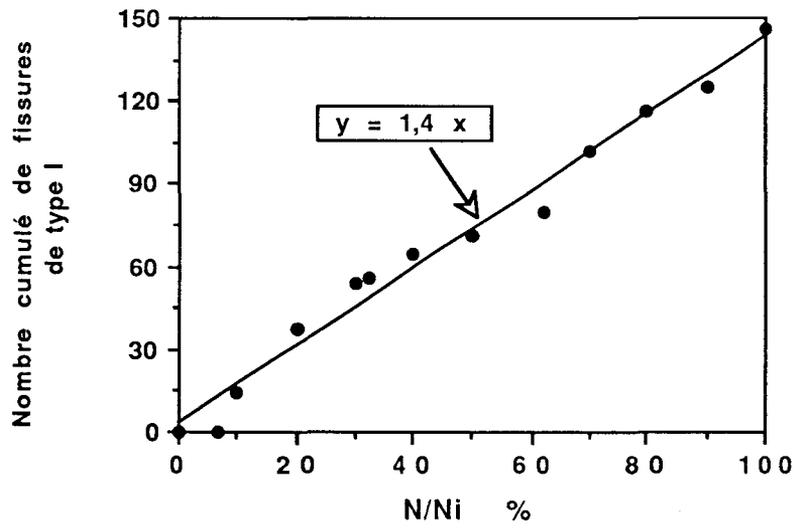


Figure II-7 Evolution des nombres équivalents de fissures de type I. Trois amplitudes de déformation plastique sont étudiées : de haut en bas $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, 4×10^{-3} et 8×10^{-4} .

Il apparaît alors que le taux d'occupation des sites du réseau augmente linéairement avec le nombre de cycles durant l'expérience.

Il faut remarquer que pour la valeur de $\Delta\varepsilon_p$ la plus faible, l'évolution du taux d'occupation des sites perd de sa linéarité : l'approximation linéaire demeure cependant très proche des points expérimentaux.

La pente des droites, correspondant à la vitesse d'occupation des sites, dépend du niveau de déformation plastique.

La question est : comment varie cette pente en fonction de l'amplitude de la déformation plastique ?

Trois points sont issus des trois essais. Nous considérons de plus que l'endommagement reste nul, dans la configuration de nos essais, pour une amplitude de déformation plastique nulle. Ceci fournit un dernier point : une pente nulle si $\Delta\varepsilon_p = 0$.

La représentation de la courbe correspondante (vitesse d'endommagement en fonction de l'amplitude de déformation plastique) est donnée en figure II-8. La meilleure corrélation réaliste entre ces deux paramètres est obtenue avec une variation parabolique de la vitesse d'occupation des sites.

Ceci traduit un phénomène déjà observé sur le même matériau par S. Zahiruddin [82] et Brown [83] en flexion alternée à température ambiante. Il s'agit de l'évolution ici du nombre de fissures apparaissant cycle après cycle. Zahiruddin présente dans sa thèse une évolution en cloche du nombre de fissures élémentaires participant à la formation de la fissure fatale. Ses résultats montrent que la formation de cette fissure fatale est largement collective dans une gamme d'amplitudes de déformation totale s'étendant de $\Delta\varepsilon_t = 4 \times 10^{-3}$ à $\Delta\varepsilon_t = 1,8 \times 10^{-2}$ (figure II-9).

Ceci nous amène à faire une remarque très importante puisque nous retrouvons des endommagements de nature différente de part et d'autre de cette gamme : *l'endommagement est un phénomène collectif dans la gamme d'amplitudes citée et il se fait par croissance quasi-individuelle d'une fissure en deçà et au dessus de cette gamme.*

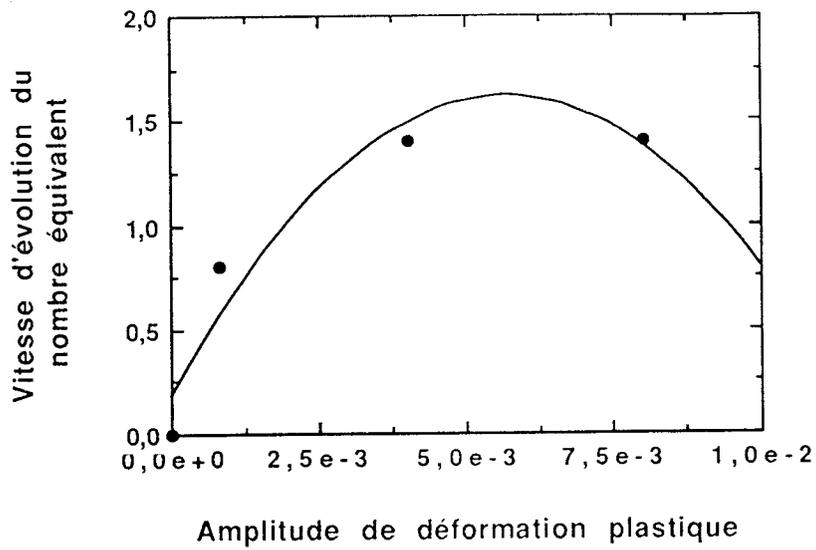


Figure II-8 Evolution du taux de génération des fissures équivalentes en fonction de l'amplitude de la déformation plastique.

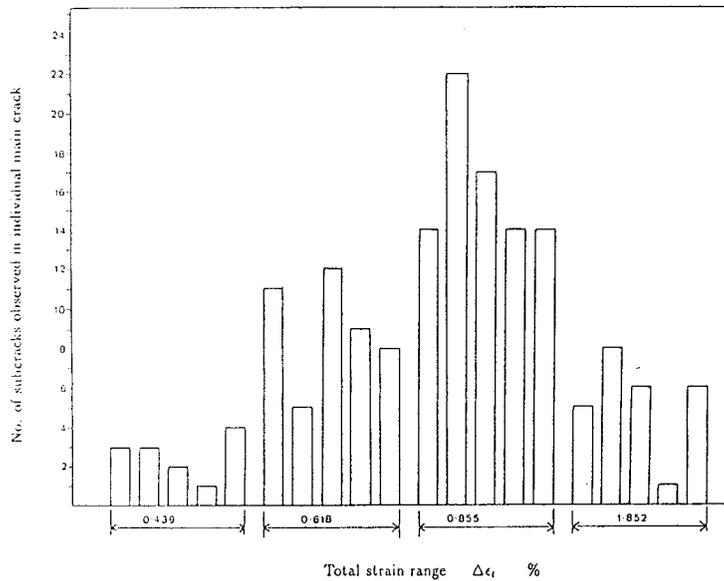


Figure II-9 Evolution du nombre de fissures élémentaires participant à la formation de la fissure fatale en fonction de l'amplitude de déformation totale [82].

II-3-c Description de la fatigue oligocyclique du 316L par la percolation.

Ceci a déjà fait l'objet de travaux par Magnin et Brechet [84,85]. Attachons nous maintenant à exploiter la théorie de la percolation.

Nous définissons une quantité p comme la probabilité qu'un grain quelconque soit fissuré ou qu'un site quelconque soit occupé si l'on reprend le réseau comme défini au II-3-a.

Nous appelons ϕ la taille moyenne du grain, représenté dans notre réseau par un carré, qui a donc une surface ϕ^2 .

Un échantillon de surface S contient S/ϕ^2 grains ou sites et il y aura pS/ϕ^2 grains fissurés. Si l'on cherche à savoir quelle est alors la probabilité d'avoir un amas constitué par n grains consécutifs qui soient fissurés, on détermine par là même la probabilité de formation d'une fissure de longueur $l = n\phi$.

Dans le calcul de cette probabilité, nous considérons un nombre moyen de 4 voisins contigus pour chaque grain. Nous visons ici à obtenir un nombre donné de sites occupés, ou grains fissurés, mais ceci dans une configuration linéaire. La probabilité d'obtenir un grain fissuré est p . Sur ses quatre voisins, seuls deux sites sont susceptibles d'être vides. Il faut corriger la probabilité par un terme $(1-p)^2$. Les deux autres voisins sont pris en compte implicitement par le fait que l'on considère successivement tous les sites de l'amas.

Le produit $p(1-p)^2$ est alors élevé à la puissance $(l/\phi - 2)$ si l'on considère n fois l'événement, "site occupé" ou "grain fissuré". La puissance est diminuée de 2 afin de prendre en compte les 2 extrémités qui, elles, ont trois sites voisins vides. Il faut enfin multiplier le résultat pour incorporer les deux extrémités : pour celles-ci, nous tenons compte des trois voisins non-fissurés, ce qui donne $(1-p)^6$. La probabilité d'obtenir une fissure ou un amas composée par n sites contigus occupés s'exprime donc comme suit

$$P(l) = p^{(n-2)}(1-p)^{(2n+2)} = p^{(n)}(1-p)^{(2n)} \times C(p) \quad (1)$$

L'équation (1) ne considère que l'événement "grain fissuré" sans nuance pour la cristallographie respective de chacun des grains et donc l'orientation relative des fissures qui se seraient formées. Nous pouvons imaginer que ceci correspond à la situation évidemment simplificatrice où toutes les fissures sont orientées parallèlement.

Dans ce cas, deux sites occupés correspondent indifféremment à deux grains fissurés ou à une fissure étendue sur deux grains.

L'effet de l'orientation et de la position mutuelle des fissures vis à vis des autres sera pris en compte ultérieurement pour la détermination de la valeur de p . De même, pour les fissures les plus longues, elles vont produire leur propre progression et la probabilité de former une fissure en amont des fissures les plus longues est certainement plus élevée que p .

Dans l'équation (1) comme dans les suivantes, nous considérons uniquement la proportionnalité des termes. Aussi, le terme $C(p)$ qui ne corrige que la probabilité $P(l)$ sera omis par la suite pour une plus grande clarté du raisonnement. Ceci reste raisonnable puisque nous nous intéressons aux valeurs élevées de n ; la correction apportée par $C(p)$ et par d'autres termes par la suite ne modifie pas la proportionnalité des équations.

La longueur l_{\max} de la plus grande fissure (ou de l'amas infini) que l'on puisse observer linéairement correspond à la largeur de la surface étudiée. Assimilant la surface S à un carré, l_{\max} correspond à la racine carré de S . Le nombre n va, lui, correspondre à la racine carrée de S/ϕ^2 . Cependant, encore une fois nous considérons de grandes valeurs de n . Ainsi, nous pouvons faire l'approximation

$$P(l_{\max}) \times S/\phi^2. \approx 1 \quad (2)$$

Nous pouvons donc calculer de cette façon l_{\max} en fonction de p , en exprimant l'équation (1) pour $n' = l_{\max} / \phi$

$$p^{(n')}(1-p)^{(2n')} \approx 1 / (S/\phi^2.) \quad (3)$$

Si l'on néglige maintenant p devant 1, on exprime facilement n' et donc l_{\max} .

$$l_{\max} \approx \phi \times \ln(\phi^2 / S) / \ln(p) \quad (4)$$

En assimilant l_{\max} à la longueur à partir de laquelle la propagation est catastrophique et résulte en une rupture brutale, nous pouvons également déterminer une équation fonction cette fois de la taille de grain ϕ et du rayon R de l'éprouvette considérée.

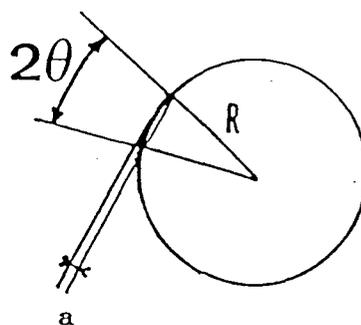
La figure II-10 donne une représentation d'une section de l'éprouvette. Si nous considérons une fissure courte de longueur en surface l très petite par rapport à la circonférence et de profondeur a

$$l = 2 \Theta R \quad (5)$$

avec $\text{Cos}(\Theta) \approx 1 - \Theta^2 / 2 = (R-a) / R$

soit $l = 2 (2 R a)^{0,5} \quad (6)$

Figure II-10 Relation entre profondeur a et longueur en surface sur éprouvette lisse, en considérant un front de fissure linéaire.



En comparant les équations (4) et (6), nous obtenons une relation entre a et p

$$a \approx 1 / 8R \times \phi^2 \times (\ln(S / \phi^2) / \ln(p))^2 \quad (7)$$

La valeur a peut correspondre comme dans le cas de nos essais en fatigue oligocyclique à la valeur critique de la profondeur après la formation de laquelle la rupture finale intervient rapidement (la valeur de 1 mm de longueur en surface définie précédemment correspond au moment où la propagation en volume devient instable et brutale).

Il reste à définir la probabilité élémentaire p .

Dans le cas du 316L, la formation des fissures se fait dans les bandes de glissement persistantes, soit de façon homogène sur toute la longueur de ces bandes de glissement, soit de façon hétérogène à l'intersection de ces bandes de glissement avec les joints de grain. Le nombre de bandes de glissement générées par grain est proportionnel à $1/\Delta\epsilon_p$ d'une part et à la taille du grain ϕ , d'autre part.

En effet, plus la déformation plastique est importante et plus le nombre de bandes de glissement persistantes (ou intenses) est grand.

Ceci tend à réduire donc l'espace entre deux bandes persistantes ou encore à augmenter la densité en bandes persistantes. Ceci a notamment été constaté par Mughrabi sur des monocristaux de cuivre [5].

Le nombre de sites possibles N_s pour la formation des fissures dans un grain est donc lié au nombre de bandes de glissement persistantes disponibles dans ce grain, soit $\phi / (1/\Delta\epsilon_p) = \phi \Delta\epsilon_p$.

$$N_s \approx \phi \Delta\epsilon_p. \quad (8)$$

Si la génération des fissures est homogène, elle peut se produire sur toute la longueur ϕ des bandes.

En ramenant le nombre de formation de fissures à une surface unitaire, il faut encore diviser ce résultat par la surface d'un grain ϕ^2 .

Ainsi, le nombre de formations possibles de fissures par surface unitaire s'écrit comme suit si les fissures apparaissent de façon homogène le long des bandes de glissement

$$N_o \approx \phi \Delta\epsilon_p \times \phi \times 1/\phi^2 = \Delta\epsilon_p. \quad (9)$$

Si, par contre la génération est hétérogène, c'est à dire se fait aux discontinuités de la bandes de glissement (au joint de grain par exemple), il s'écrit;

$$N_e \approx \phi \Delta\epsilon_p \times 1/\phi^2 = \Delta\epsilon_p / \phi \quad (10)$$

Les courbes présentées antérieurement (Figure II-7) font apparaître un taux de génération des fissures équivalentes de type I constant au cours de l'essai. La figure II-8 rassemble les valeurs des différentes pentes de ces droites observées à chaque niveau de déformation plastique, comme il a été décrit plus haut. Ceci a mené à une régression quadratique qui fournit, avec une corrélation d'une valeur de 0,924, l'équation suivante

$$\text{Taux} = 0,18 + 500 \Delta\epsilon_p - 44000 \Delta\epsilon_p^2 \quad (11)$$

L'équation (11) fournit donc le taux de génération de fissures équivalentes au type I en nombre par mm^2 par pour-cent de durée de vie réduite ($\Delta\epsilon_p$ en valeur réelle).

Nous avons vu plus haut avec les résultats de S. Zahiruddin [82] que la formation de la fissure fatale est un processus collectif pour une gamme d'amplitude de déformation totale.

Cette gamme est limitée par valeurs inférieures par des déformations qui correspondent au domaine de fatigue à endurance limitée et de même elle est limitée par valeurs supérieures par des déformations fortes ($\Delta\epsilon_p > 0,01$).

Dans la gamme considérée, nous allons faire l'approximation d'une constance de la pente des droites d'évolution du nombre équivalent de fissures de type I.

L'équation (11) nous permet de déterminer le maximum de la parabole qui correspond à une amplitude de déformation plastique de 6×10^{-3} . Pour cette amplitude, la valeur du taux de formation de fissures équivalentes de type I est 1,6. Cette valeur reste proche de celles qui correspondent à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et $\Delta\epsilon_p = 4 \times 10^{-3}$. *Les variations du taux de génération dans la gamme centrale sont relativement faibles et l'approximation faite semble raisonnable.*

Avec cette approximation, les nombres équivalents de fissures de type I, " $N_{I,eq}$ ", formées après N cycles s'écrivent comme suit, en ne considérant que la proportionnalité des relations;

pour une formation homogène des fissures,

$$N_{I,eq} \approx N \times \Delta\epsilon_p \quad (12)$$

et pour une formation hétérogène des fissures,

$$N_{I,eq} \approx N \times \Delta\epsilon_p / \phi \quad (13)$$

La probabilité de trouver deux fissures dont les extrémités sont jointives dépend du nombre de bandes de glissement persistantes dans l'un et l'autre des grains. En effet, les fissures de type I se développent au sein des bandes de glissement persistantes.

Ainsi, plus les bandes de glissement sont nombreuses et plus la probabilité de voir se former deux fissures jointives est grande. Les bandes de glissement persistantes (ou intenses), qui sont globalement parallèles entre elles (figure II11), ont un espacement entre elles qui est inversement proportionnel à leur nombre dans un grain. La probabilité augmente avec le nombre de bandes persistantes ou avec l'inverse de leur espacement .

Le nombre de bandes persistantes augmente encore avec l'amplitude de déformation plastique. Aussi, la probabilité d'obtenir deux fissures jointives est proportionnelle à $1 / (1 / \Delta\epsilon_p)$, soit à $\Delta\epsilon_p$.

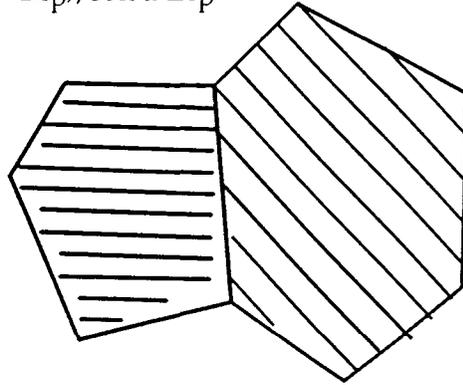


Figure II-11 Bandes de glissement intenses parallèles dans les grains de 316L . Coïncidence des bandes entre deux grains.

Qu'en est t-il du problème de l'orientation des grains ?

Nous avons à considérer l'effet d'orientation des grains les uns par rapport aux autres. Les faisceaux de bandes de glissement persistantes se développant dans un grain ou dans l'autre ne sont pas corrélés entre eux et il reste peu probable d'obtenir la connection directe entre deux fissures s'étant développées au sein des bandes de glissement persistantes de deux grains voisins.

En fait, il semble raisonnable de considérer la jonction possible entre deux fissures si l'écart entre leur extrémités ne dépasse pas une distance critique d_c .

Dés lors, la probabilité d'obtenir la jonction varie comme le rapport

$$d_c / (\text{espacement entre bandes de glissement persistantes}),$$

$$\text{soit encore } d_c / (1 / \Delta\epsilon_p) = d_c \times \Delta\epsilon_p.$$

La constante d_c ne modifie pas la proportionnalité entre la probabilité et $\Delta\epsilon_p$, nous l'omettrons donc par la suite. Nous pouvons désormais obtenir la proportion de fissures équivalentes de type I qui participent à la formation de la fissure fatale, ou suivant le langage statistique, la proportion de sites occupés et assemblés dans l'amas infini : $N_{I,eff}$;

$$N_{I,eff} \approx N_{I,eq} \times \Delta\epsilon_p = N \times \Delta\epsilon_p^2 \quad (14)$$

pour une génération homogène des fissures et

$$N_{I,eff} \approx N_{I,eq} \times \Delta\epsilon_p = N \times \Delta\epsilon_p^2 / \phi \quad (15)$$

dans le cas contraire d'une génération hétérogène des fissures.

La probabilité d'obtenir un site occupé ou encore un grain de taille ϕ qui soit fissuré est maintenant immédiate : elle résulte du passage de la proportion de sites efficaces par unité de surface (équations (14) et (15)) à la proportion sur un seul grain qui équivaut à la probabilité de fissuration du site. Elle s'exprime comme suit pour une génération homogène des fissures ;

$$p \approx N \times \Delta\varepsilon_p^2 \times \phi^2 \quad (16)$$

pour une génération hétérogène des fissures .

$$p \approx N \times \Delta\varepsilon_p^2 \times \phi \quad (17)$$

Les équations (7), (16) et (17) permettent alors de conclure:

(i) l'équation (7) permet de déterminer une valeur de p pour laquelle il y a formation d'une fissure fatale de profondeur a .

(ii) les deux dernières équations correspondent à la loi empirique énoncée il y a plus de 35 années par Manson-Coffin.

En effet, à partir d'une certaine valeur critique de p , p_c , donnée par (7), il y a percolation du système de fissures au cours de l'essai pour $N=N_R$ et rupture de l'éprouvette.

Soit, en considérant cette valeur de p , et ϕ conservant une valeur constante l'équation finale est obtenue;

$$N_R \times \Delta\varepsilon_p^2 = Cte \quad (18)$$

Les équations (16) et (17) s'expriment en fonction de N_i , mais nous savons d'autre part que N_i est très proche de N_R puisque la rupture suit de peu de cycles la formation de la fissure d'environ 1 mm de longueur en surface.

L'exposant 2 de la loi de Manson-Coffin est une valeur classique pour le cas des matériaux monophasés.

Il découle du nombre de bandes de glissement apportant un facteur $\Delta\varepsilon_p$ et de la possibilité de connection des fissures introduisant une seconde fois $\Delta\varepsilon_p$.

Dans le cas des monocristaux, la connection ne peut être considérée et un seul terme $\Delta\varepsilon_p$ est finalement pris en compte. La loi se simplifie alors et donne

$$N_R \times \Delta\varepsilon_p = \text{Cte} \quad (19)$$

Cette expression a été observée expérimentalement par Laird et col [86] et Basinski et col [87], pour des monocristaux orientés pour glissement simple.

La loi empirique de Manson-Coffin a également été obtenue par d'autres approches comme celle présentée au chapitre I (approche de Tomkins). Mendez, considérant une loi exponentielle de croissance de la fissure fatale à la surface d'échantillons, obtient par intégration la loi empirique de Manson-Coffin [88]. Ces deux approches ne sont pourtant pas représentatives de la multiplicité des fissures qui entrent en jeu, sur échantillon lisse. Le modèle de Tomkins suppose la propagation en volume et constitue un modèle bien adapté pour le cas de la fatigue oligocyclique de propagation.

Les modèles de croissance utilisés considèrent la croissance en volume (Tomkins) ou en surface (Mendez) comme paramètre, mais toujours d'une seule fissure.

En outre, les lois ainsi obtenues ne fournissent pas le coefficient 2 de Manson-Coffin.

Il apparaît ici évident que beaucoup de fissures présentes à la surface de nos échantillons lisses ne participent pas à l'issue fatale. Cependant, il nous semble que la rupture tout autant que l'endommagement réside, en fatigue oligocyclique, dans cette multiplicité de la fissuration.

L'exploitation d'un outil de la physique statistique renforce cette idée et nous assure d'un traitement global de l'endommagement.

II-4 CONCLUSION.

La théorie mise en pratique plus haut fait intervenir les fissures de type I comme base de l'endommagement. L'évolution de leur nombre se fait de façon quasi linéaire avec le nombre de cycles. Le taux de génération obtenu est approximativement constant dans un intervalle d'amplitudes de déformation plastique centré sur $\Delta\varepsilon_p = 6 \times 10^{-3}$.

Les limites de cet intervalle dépendent du nombre minimal de fissures équivalentes nécessaires à la percolation du système. Il s'agit là d'un point mal défini ici. Les équations sont développées selon des considérations de proportionnalité et il est ainsi difficile de déterminer précisément la densité minimale conduisant au phénomène de percolation, et les amplitudes limites de déformation plastique pour lesquelles cette densité minimale peut être atteinte. Des développements dans ce sens sont en cours.

Les fissures de type I sont des fissures de dimension réduite et de toute manière de surface.

Cela indique , en plus de l'effet du nombre de fissures de type I, un rôle plus important de la surface pour un matériau monphasé et des éprouvettes lisses, dans le domaine oligocyclique en traction-compression.

Dans l'intervalle d'amplitudes de déformation plastique correspondant à la percolation, les fissures nombreuses contribuent en fin de compte à la formation de la fissure fatale. Dans ce sens, chacune des fissures élémentaires ayant une longueur en surface bien plus importante que sa profondeur, la fissure fatale qui résulte de leur jonction possède également une longueur en surface bien plus importante que sa profondeur. En fait si l'on considère une profondeur moyenne égale à 50 μm , l'application de l'équation (6) (page 74) fournit une longueur en surface proche de 1 mm.

Au contraire, de part et d'autre de l'intervalle d'amplitudes de déformation plastique correspondant à la percolation, le nombre de fissures chute rapidement de sorte que le développement des fissures fatales se fait individuellement : la propagation se fait avec des vitesses moyennes équivalentes en volume comme à la surface.

La propagation d'une fissure apparaît alors comme une compétition cinétique entre la production d'éléments endommageants à la surface et la propagation à la surface comme en volume de chacun d'eux.

En fatigue oligocyclique, la cinétique de production de ces éléments endommageants à la surface est prépondérante, la propagation en volume se fait moins vite en conséquence de la fissuration multiple et interactive.

En endurance limitée, la production d'éléments endommageants est très ralentie à la surface et chacun des éléments peut se développer en volume.

Le passage de la fatigue oligocyclique à la fatigue à endurance limitée concerne alors une modification de la "force motrice" de l'endommagement : de la croissance en surface en fatigue oligocyclique à la croissance en volume en endurance limitée.

Si maintenant, nous nous intéressons à la fatigue à endurance limitée, les densités de fissures courtes apparaissent plus basses; la percolation ne va plus représenter l'évolution du système. Le rôle de la surface doit être moins important au profit du volume.

La description satisfaisante de l'endommagement de l'éprouvette par la physique statistique est l'occasion de la comparer avec le comportement d'un gaz : le nombre de paramètres affectant chaque élément du système est trop grand. Il n'est pas possible de déterminer à tout moment chacun de ces paramètres pour chacun des éléments. Il faut décrire ces paramètres par des lois probabilistes.

L'évolution des fissures à la surface apparaît comme un phénomène commun dans la nature. Si le hasard est toujours présent dans la génération comme dans l'interaction des fissures, il semble en fin de compte que le développement désordonné des fissures répond à une nécessité finale: la loi de comportement globale qu'est la loi empirique de Manson-Coffin. Ce hasard et cette nécessité fondent la ressemblance de tous les phénomènes naturels et ont déjà été évoqués par ailleurs dans d'autres domaines [89,90].

Nous proposons maintenant une autre exploitation des résultats expérimentaux discutés dans ce chapitre. Nous abordons l'endommagement par cette multiplicité de la fissuration. Un modèle numérique est développé afin de simuler l'évolution globale et statistique d'un grand nombre de fissures à différentes amplitudes de déformation plastique. Il repose sur des principes aléatoires de générations de fissures, de leur propagation en surface et de leurs interactions.

Ce modèle numérique va nous permettre de mieux comprendre les mécanismes qui aboutissent à une ou plusieurs fissures fatales à la fin de l'essai, et leur importance individuelle comme leur interaction. En effet, si ce chapitre nous a permis de bien comprendre l'importance du nombre de fissures, il ne nous permet pas d'expliquer dans le détail la formation des fissures longues sur nos échantillons lisses de 316L.

CHAPITRE III
MODELISATION
DE LA
FATIGUE DU 316L

Présentation de la modélisation

III MODELISATION DE LA FATIGUE DU 316L

Le chapitre précédent nous a permis de préciser la nature de l'endommagement et de décrire son évolution. Nous nous proposons maintenant de mettre en application ces résultats dans le cadre d'une simulation numérique des processus, afin de mettre en lumière plus explicitement le phénomène de la coalescence et son importance relative dans les processus d'endommagement du 316L.

Tout en reproduisant les résultats expérimentaux, le modèle prévoit d'autres résultats pour des valeurs de l'amplitude de la déformation plastique en deçà, au delà et entre les valeurs expérimentales exploitées au chapitre II. Ceci permet d'approfondir les caractéristiques de l'endommagement dans les différents domaines de la fatigue.

D'autre part, le modèle est utilisé pour des simulations d'endommagement cumulatif et il permet de mieux comprendre l'interaction des différent types d'endommagement et de les analyser sous un angle nouveau.

III-1 INTRODUCTION

La simulation numérique est conduite en utilisant le langage informatique Quick Basic V 4.0. Elle repose sur les principes généraux de l'évolution des populations de fissures courtes observées à la surface des éprouvettes et précédemment détaillée. De type Monte Carlo, elle se base sur une suite de probabilités pour la formation des fissures et pour leur propagation.

Le maillage contient plusieurs centaines de grains et simule ce qui est observable à la surface de l'échantillon lors de la succession des cycles. Les grains sont assimilés ici à des hexagones possédant chacun sa propre orientation.

La classification des fissures de surface, détaillée au chapitre précédent, est conservée ici.

Les fissures courtes sont générées de façon aléatoire et se développent à une vitesse constante, pour les fissures de type I et de type II. La vitesse de propagation en surface des fissures de type III varie avec leur longueur .

La propagation est régulière au sein du même grain et elle est soumise à un test lors du franchissement d'un joint de grain. La sévérité du test dépend du désaccord cristallographique entre les deux grains intéressés, du niveau de déformation plastique considéré et de la longueur en surface de la fissure testée.

Suivant le nombre de fissures formées et l'importance de leur croissance respective, des interactions entre fissures peuvent apparaître et donner lieu au phénomène de coalescence.

Le modèle est optimisé en utilisant les résultats expérimentaux des essais décrits précédemment (aux déformations plastiques $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$) et ensuite appliqué à $\Delta\varepsilon_p = 4 \times 10^{-3}$, afin de rendre compte de la validité des hypothèses à la base du modèle.

Des simulations des essais à l'air sont conduites pour différents niveaux de déformations plastiques.

En outre, plusieurs modifications du modèle permettent d'estimer la variation des durées de vie suite à un changement du taux de génération de fissures de type I. Des essais expérimentaux et simulés de fatigue-corrosion sont comparés et sont l'occasion de discuter l'effet du milieu corrosif sur l'évolution des populations de fissures et sur les durées de vie. Enfin, l'effet du vide est discuté.

Ceci nous permet de considérer le rôle de différents paramètres comme le taux de génération, la vitesse de propagation des fissures de type I, la résistance des joints de grains à la fissuration, l'importance du phénomène de coalescence pour différentes valeurs de la déformation plastique.

III-2 PRINCIPES DU MODELE NUMERIQUE

III-2-a Le maillage.

Le réseau de grains en surface est ici assimilé à un ensemble de grains isomorphes hexagonaux. Ces grains sont formés de 36 unités élémentaires carrées. Ces unités élémentaires possèdent toutes les mêmes caractéristiques correspondant à leur grain d'appartenance. La taille moyenne du grain ϕ étant de 50 μm , sa surface est de $\pi\phi^2/4$.

La surface moyenne d'un carré est égale à celle de l'hexagone divisée par 36. Le réseau établi au départ compte 300 hexagones ou grains, compte tenu des contingences informatiques.

Compte tenu des dimensions habituelles d'un écran informatique, et les 300 grains qui y sont présents, l'écran représente un grossissement moyen de 500 à 600 par rapport à la surface d'une éprouvette.

A température ambiante, le matériau 316L se déforme plastiquement en formant des bandes de glissement au sein desquelles les fissures courtes apparaissent.

Les fissures suivent l'orientation de ces bandes de glissement au début de leur croissance. Cette orientation varie d'un grain à l'autre et est reprise dans le modèle en considérant le cosinus de l'angle existant entre l'émergence en surface des bandes de glissement et une section droite de l'éprouvette.

L'axe de sollicitation, qui est l'axe de l'éprouvette, est supposé vertical dans le modèle.

Les cosinus ont des valeurs entre -1 à +1, par pas de 0,2, ce qui correspond à des angles allant de -45° à $+45^\circ$ entre la bande de glissement intense et un plan perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette.

Pour chaque grain, un nombre aléatoire est généré au départ et correspond au cosinus défini. L'orientation parallèle à l'axe de l'éprouvette est interdite. Les six premiers voisins de chaque grain possèdent donc une valeur différente de cosinus. La figure III-1 précise la description précédente.

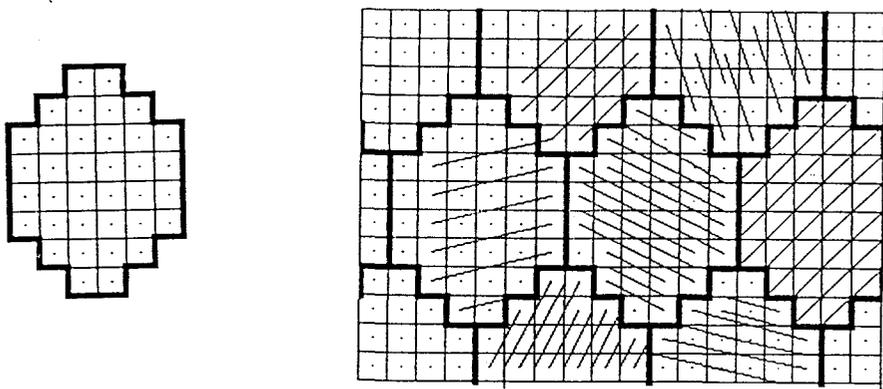


Figure III-1 Schéma du maillage comportant une vue des grains, des orientations et de la division des grains en carré d'égales surfaces [91].

Lors de l'attribution à chacun des grains d'une orientation aléatoire, le paramètre calculé est : la proportion de grains déformés plastiquement et donc de grains susceptibles d'être fissurés.

Ensuite, selon un processus aléatoire, une partie des grains (celle correspondant à la proportion calculée) sera susceptible de conduire à la formation d'une fissure de type I.

Cette proportion est obtenue en utilisant les résultats de Kitagawa [92].

Pour un acier doux, du type SB22, Kitagawa observe une variation linéaire entre les logarithmes de l'amplitude de contrainte et de l'amplitude de déformation plastique, avec une pente de 3,8 à 4 (figure III-2).

D'autre part, il propose une relation linéaire, avec la même pente (valeur de 3,8 à 4) entre les logarithmes de l'amplitude de contrainte et de la proportion à la surface de grains plastifiés lesquels sont observés avec des plans de glissement (figure III-2).

Cette dernière courbe, limitée à 100 %, est asymptotique à l'axe des ordonnées au dessus d'une amplitude de contrainte correspondant à la limite de fatigue du matériau. Le coude formé par la droite et l'asymptote correspond à une proportion d'environ 15 à 20 % de grains plastifiés.

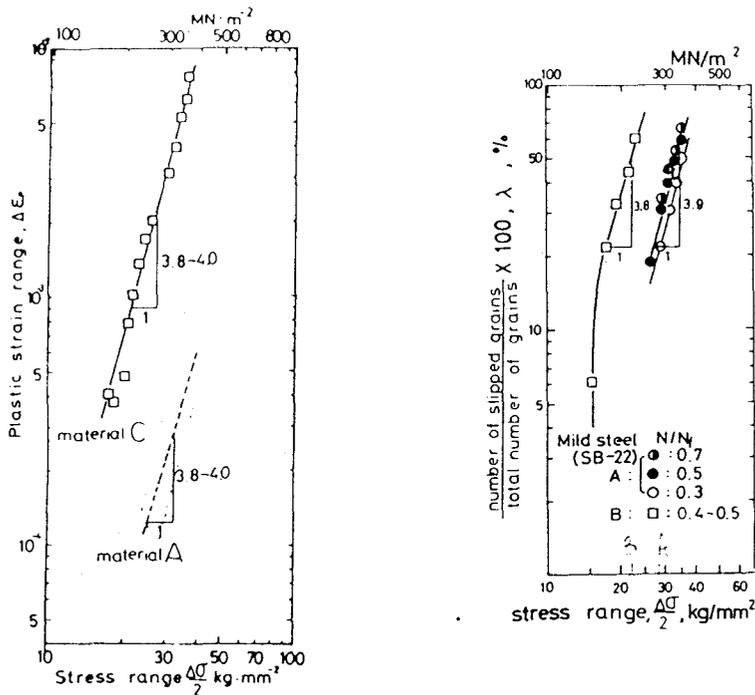


Figure III-2 Variations de l'amplitude de contrainte avec l'amplitude de déformation plastique (a) et de la proportion de grains plastifiés avec l'amplitude de déformation plastique (b) [92].

Ces deux courbes sont linéaires et présentent la même pente. Ceci suggère une relation proportionnelle entre les logarithmes des amplitudes de déformation plastique et des proportions de grains plastifiés.

Nous proposons dans ce cas, et comme Kitagawa, une relation proportionnelle entre l'amplitude de déformation plastique et le pourcentage de grains plastifiés . Nous l'utilisons pour le cas du 316L qui nous intéresse.

Il est raisonnable de considérer que tous les grains présents sont plastifiés pour une amplitude de déformation plastique de 8×10^{-3} . La relation de proportionnalité est établie en ajustant les populations de fissures de type I mesurées expérimentalement à $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$.

L'ajustement de la relation de proportionnalité à $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ donne une valeur de 60 % de grains plastifiés. La relation qui est utilisée est en conséquence

$$\text{Proportion (\%)} = 15 \times 10^4 \times \frac{\Delta \epsilon_p}{2} \quad (1)$$

La figure III-3 présente les variations de la proportion de grains plastifiés, calculée à partir de cette relation. D'après cette relation, il apparaît en fait que toute amplitude de déformation plastique supérieure à $\Delta \epsilon_p = 14 \times 10^{-4}$ conduit à la plastification de l'ensemble des grains observables à la surface. La proportion de grains plastifiés chute rapidement en dessous de $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$. Sur les courbes de Kitagawa, la limite inférieure des proportions indiquées est d'environ 20 % de grains plastifiés (correspondant au "coude" des courbes évoquées plus haut). Nous limiterons donc l'exploitation de l'équation (1) à cette proportion, soit à $\Delta \epsilon_p = 3 \times 10^{-4}$.

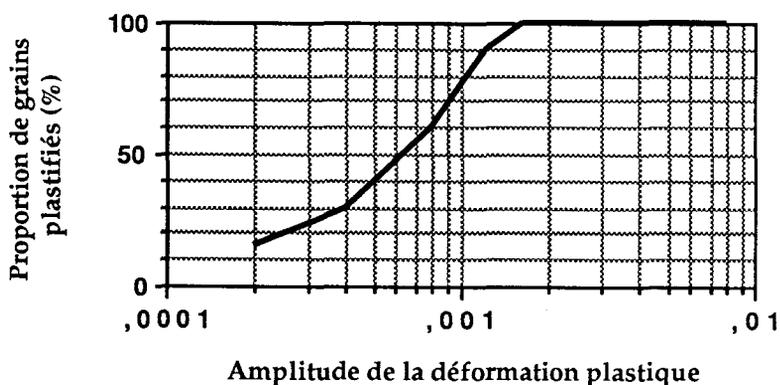


Figure III-3 Evolution de la proportion de grain plastifiés à la surface en fonction de l'amplitude de la déformation plastique.

III-2-b Génération des fissures de type I

Le processus est régi de manière aléatoire et la fissure peut ainsi se former de façon équiprobable à tout endroit du grain et dans tout grain non fissuré et appartenant à la proportion plastifiée.

Les carrés sont considérés dans ce cas comme des unités élémentaires et sont choisis successivement lors de l'exécution du programme.

Pour chacun d'eux, un nombre aléatoire est généré entre zéro et un. Si ce nombre dépasse une certaine quantité, que nous appelons seuil de formation de fissures, une fissure courte est formée à l'endroit du carré testé (figure III-4).

La valeur du seuil de formation est dans l'intervalle allant de zéro à un. Il a été ajusté de façon à reproduire les taux de formation de fissures de type I observés sur les éprouvettes pour les essais correspondant à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$.

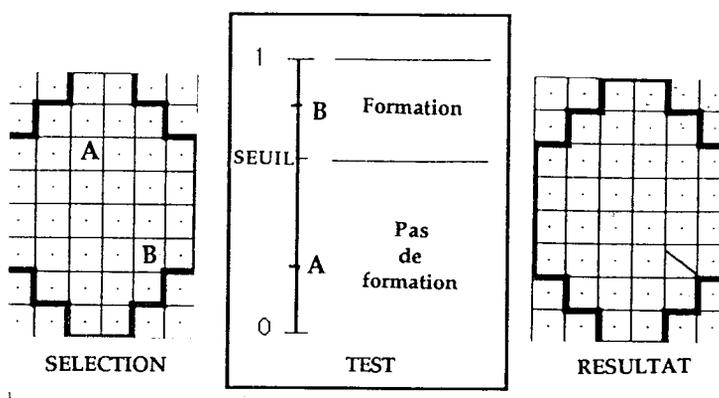


Figure III-4 Formation d'une fissure (cas B): la valeur B dépasse le seuil, la valeur A est en deça du seuil.

La valeur du seuil de formation est constante quel que soit le niveau de déformation plastique. Ceci se traduit par des taux équivalents pour la génération des fissures de type I, aux différentes valeurs de la déformation plastique, mais seulement si l'évolution des populations de type I est représentée en fonction de N/N_i . Il s'agit du cas des courbes expérimentales présentées au chapitre précédent. Les taux réels varient donc si nous les définissons par rapport aux nombres de cycles .

Lorsque une fissure est générée dans un carré, elle traverse de part en part celui-ci. Elle suit simplement la direction de l'émergence des plans de glissement correspondant au grain auquel appartient le carré testé.

Dès la première génération d'une fissure au sein d'un grain, un facteur interdit toute autre formation dans ce même grain.

Une fois tous les grains testés, une compilation de tous les changements intervenus est effectuée et les tests sont redémarrés à partir du premier carré.

Le seuil de génération est constant jusqu'à la formation de fissures de types II. Il est alors ajusté à une seconde valeur de façon à suivre l'évolution expérimentale des fissures de type I. En effet, lorsque les fissures de type II commencent à se former, elles provoquent une diminution conséquente de la densité de fissures de type I.

De même, par le simple fait d'une localisation partielle de la déformation plastique, le taux de formation de fissures de type I chute.

Ce phénomène se combine à la transformation d'une partie des fissures de type I en fissures de type II et l'ensemble donne lieu sur les courbes expérimentales (Figure II-6) à une réduction très nette de la pente d'évolution des fissures de type I.

Enfin, la génération de fissures est arrêtée lorsque les fissures de types III se sont formées, ce qui correspond encore à une certaine densité de type II. L'endommagement, à ce terme, s'accumule de façon accélérée et la localisation de la déformation plastique s'opère au niveau des fissures de type III. Très rapidement l'endommagement se localise aux extrémités d'une ou de deux fissures qui seront fatales à l'échantillon.

Dés qu'une certaine densité de fissures de type II est atteinte, la fissuration en volume se développe majoritairement entraînant les phénomènes décrits plus haut.

Ce point sera rediscuté par la suite.

III-2-c Propagation des fissures.

Lorsque le programme teste le maillage, carré après carré, il génère soit un test de germination si le grain auquel appartient le carré n'est pas fissuré, soit un test de propagation si l'extrémité d'une fissure touche un des côtés du carré testé. Ce test est réalisé de la même façon que celui de la génération des fissures de type I : un nombre aléatoire est généré pour le carré testé et si ce nombre dépasse la valeur du seuil de propagation, la fissure croît alors sur le carré testé.

Le seuil de propagation dépend du niveau de déformation plastique. Il a une valeur constante pour toutes les fissures tant qu'une densité critique de fissures de type II n'est pas atteinte. Il fonctionne jusque là comme le seuil de formation de fissures de type I (test binaire : propagation ou non propagation).

Passé ce stade, le seuil de propagation diffère du seuil de formation de fissures de type I en ceci qu'il peut prendre des valeurs supérieures à l'unité (figure III-5).

Un nombre aléatoire est généré sur un carré, pour déterminer si la propagation a lieu ou pas. Si ce nombre se situe au dessus de l'unité, il sera impossible à la fissure concernée de se propager (figure III-5).

Le seuil de propagation est différent, en principe, pour toutes les fissures. Ses variations visent à reproduire l'influence de différents paramètres comme le niveau de déformation plastique, la désorientation cristalline lors du passage du joint de grain et la longueur en surface de la fissure.

Le seuil de propagation intervient évidemment lorsque le carré testé appartient à un grain différent, c'est à dire lorsque la fissure est susceptible de traverser un joint de grain. Si le carré premier voisin appartient au même grain, le seuil de propagation est minimum; la propagation accompagne généralement le test.

L'expression mathématique utilisée pour calculer la valeur du seuil de propagation n'a pas d'autre signification que numérique puisqu'elle se réfère à des probabilités.

La figure III-5 présente les courbes de variation du seuil de propagation en fonction de l'amplitude de déformation plastique, du désaccord cristallographique (représenté par la différence des cosinus d'un grain à l'autre), et en fonction de la longueur de la fissure. Ces courbes sont à considérer qualitativement et en fonction de l'effet produit sur la valeur du seuil de propagation.

Elles ne sont réellement utilisées qu'à la fin de l'exécution lorsque la densité critique de type II est atteinte. En effet, avant ce stade, la plupart des fissures demeurent de type I.

La croissance des fissures est donc traitée par incrément de longueur, correspondant chacun à un carré. Le traitement de la propagation par cette voie suggère que la fissure courte n'est influencée pour ce qui concerne sa propagation que par les caractéristiques du premier carré situé immédiatement à proximité de ses extrémités.

D'autre part, pour les fissures de type III, la progression est perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette, ce qui physiquement tendrait à signifier qu'elles se sont dégagées des contingences cristallographiques, donc locales, et que leur croissance tend vers celle des fissures longues

La caractérisation de la résistance d'un joint de grain, ou de tout autre obstacle ou barrière à la propagation de fissure est très complexe et n'a été abordée physiquement que durant cette dernière décade. Chan et Lankford [62], ainsi que de Los Rios [66] proposent de quantifier la force relative qu'oppose un joint de grain à la propagation par le rapport des cissions développées dans chaque grain (Voir Chapitre I, équation (23)). Le modèle de Los Rios n'est cependant appliqué qu'à l'endurance limitée.

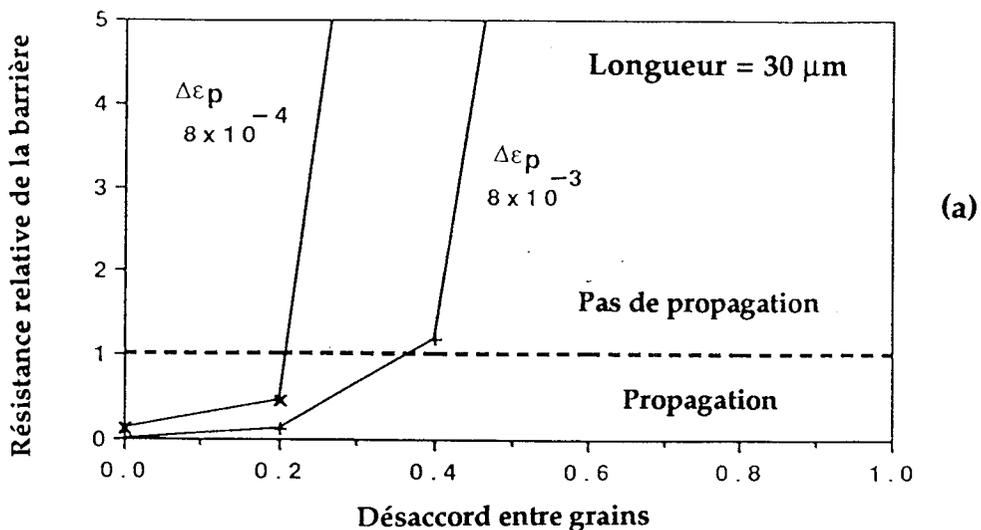


Figure III-5 Evolution de la résistance relative de la barrière en fonction du désaccord entre deux grains pour une fissure de longueur en surface 30 μm (a)

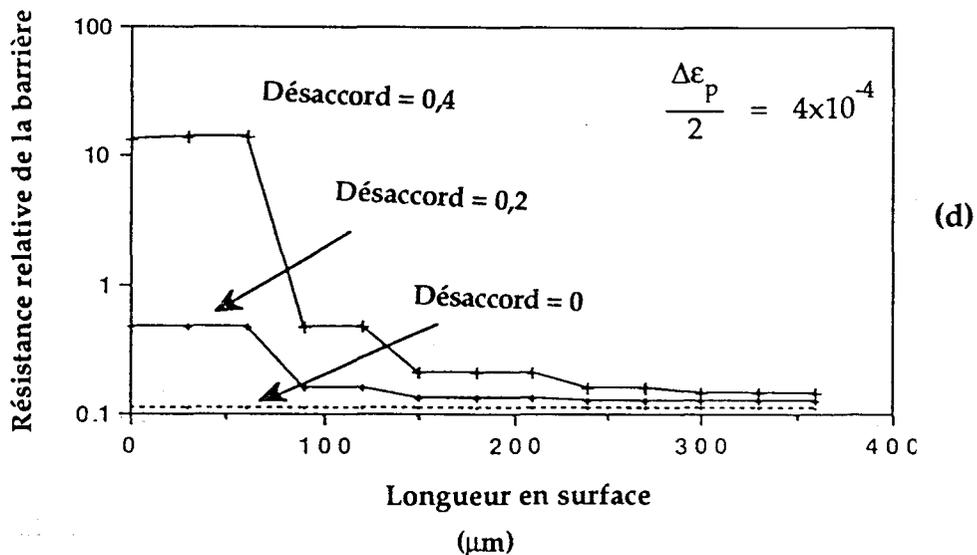
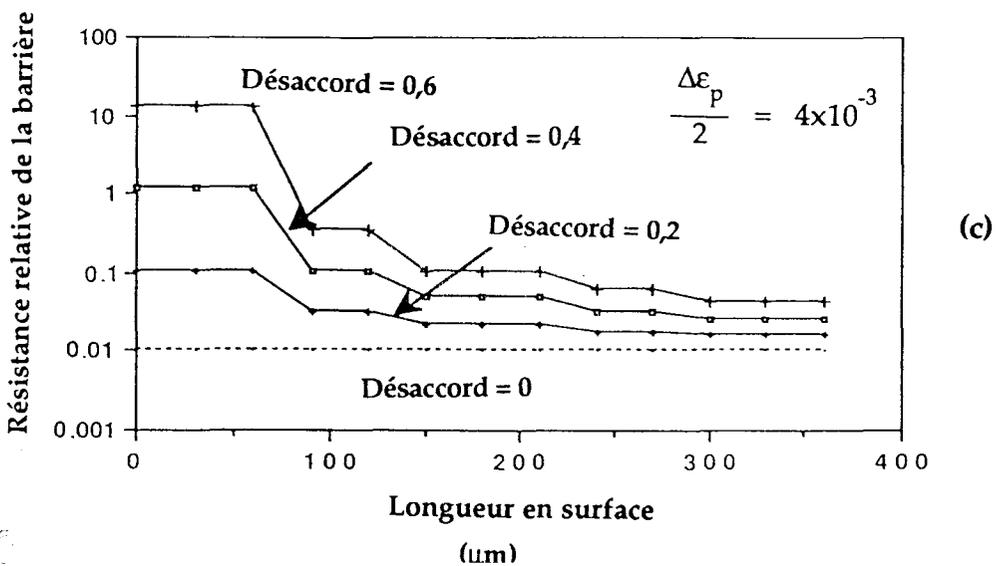
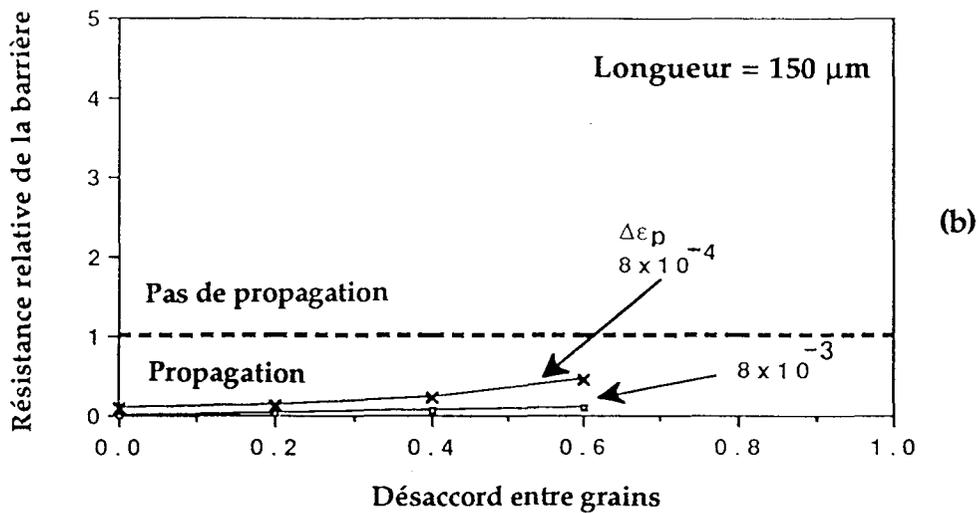


Figure III-5 (suite) Evolution de la résistance relative de la barrière en fonction du désaccord entre deux grains pour une fissure de longueur 150 μm en surface (b). Evolution de la résistance relative de la barrière en fonction de la longueur en surface de la fissure pour différentes valeurs du désaccord entre deux grains à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ (a) et à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ (b).

III-2-d Critère de coalescence

Dès qu'une fissure est générée sur le maillage, une zone d'interaction est créée en aval de ses extrémités. Le rayon de cette zone correspond à 10 % de la longueur en surface de la fissure.

Lorsque deux zones d'interaction se chevauchent, un test de coalescence est réalisé. Si la distance entre les extrémités des deux fissures intéressées est inférieure à un pourcentage (11 %) de la somme de leurs longueurs, les fissures coalescent. Dans le cas contraire, le programme continue à parcourir le reste des carrés non testés. La propagation intervient entre les extrémités des fissures.

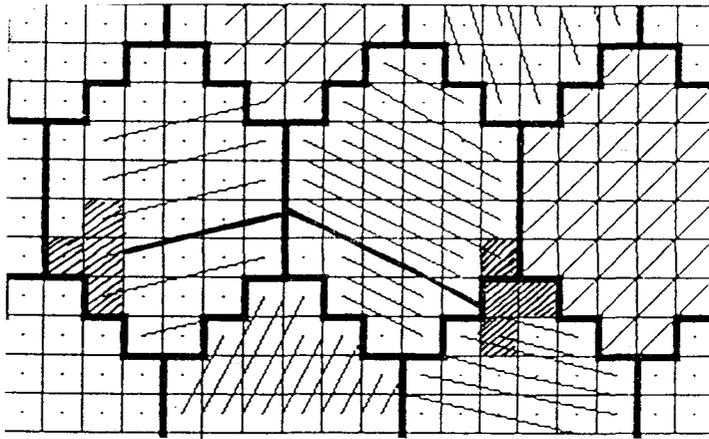


Figure III-6 Représentation de la zone d'interaction en amont des extrémités de la fissure et critère de coalescence.

Ce critère de coalescence a été choisi par Ochi et col [76]. Dans leur travail, ces derniers présentent une étude des fissures courtes pour quelques aciers dont l'acier austénitique inoxydable 304, qui présente un comportement en fatigue plastique assez proche de celui du 316L .

Ochi s'intéresse tout spécialement au processus de coalescence des fissures courtes. Il distingue d'abord trois mécanismes différents de coalescence :

(i) la coalescence par interaction mutuelle de deux fissures, c'est à dire approche mutuelle des deux extrémités

(ii) une coalescence où seule la plus grande fissure croît dans la direction de la plus petite et finalement

(iii) une coalescence par contournement mutuel des extrémités qui interagissent.

Ochi précise que le dernier processus est observé la plupart du temps.

Melin [93] étudie la stabilité d'une croissance linéaire pour des fissures sur le point de coalescer. Il présente un exemple de fissures obtenues dans un matériau non métallique. Ces fissures évoluent chacune en contournant l'extrémité de l'autre. Il montre que des fissures colinéaires en mode I croissent en s'évitant dans un premier temps pour ensuite coalescer.

Ochi étudie la longueur en surface des fissures qui coalescent et les comparent à celle de fissures avoisinantes qui ne donnent pas lieu à une coalescence.

Il établit ainsi un graphe (figure III-7) rassemblant la somme des longueurs de chaque couple de fissures en fonction de l'écart entre leurs extrémités.

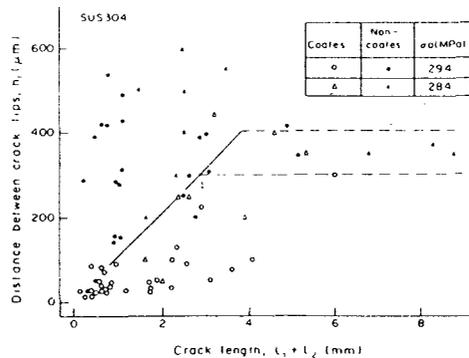


Figure III-7 Somme des longueurs des fissures en surface en fonction de l'écart de leurs extrémités : coalescence (points vides) et interactions sans effet (points pleins) [76].

Il met ainsi en évidence deux domaines : l'un rassemblant les cas de coalescence et l'autre les cas des fissures sans interaction. Ces deux domaines sont séparés par une droite de pente 0,11 dans le cas de l'acier SUS 304.

Deux fissures coalescent si la distance qui les sépare est inférieure à 11 % de la somme de leurs longueurs en surface. Ochi propose cependant ce critère pour un seul niveau de contrainte qui correspond à une durée de vie de l'ordre de 60000 à 70000 cycles.

Cette approche de la coalescence s'inspire des travaux de Forsyth [94]. Ce dernier considère la relation entre la zone plastique et le facteur K_I^2 , et il présente une interprétation de la coalescence de deux fissures en supposant le chevauchement de leurs deux zones plastiques dans un premier temps.

La variation de la zone plastique en fonction de K_I^2 suggère un lien avec la longueur de la fissure concernée, en se remémorant la définition du facteur d'intensité de contrainte.

Forsyth explique l'allure de la croissance des fissures qui interagissent par l'hypothèse que leur mode de propagation est en ouverture : au fur et à mesure que les extrémités s'éloignent l'une de l'autre (positions 3 à 9 sur la figure III-8), une rotation de l'axe principal de tension s'opère.

Le développement des fissures a alors une apparence de contournement mutuel. La dernière phase de la coalescence consiste en un cisaillement du matériau subsistant entre les extrémités et les fissures.

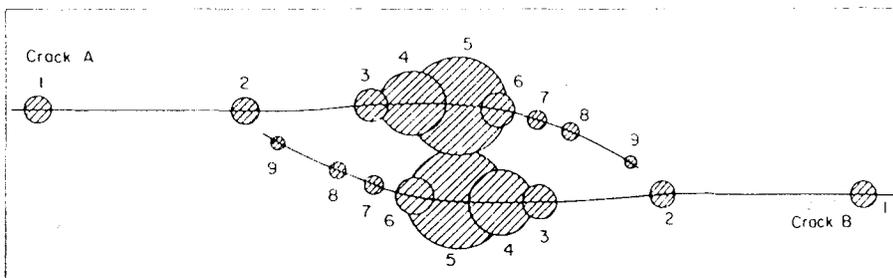


Figure III-8 Deux fissures interagissant : les zones hachurées présentent l'étendue de la zone plastique pour 9 positions successives des extrémités de fissures [94].

Ochi applique de façon originale cette approche à son étude des fissures en surface, en considérant la longueur en surface de chacune des fissures et l'écart entre leurs extrémités.

Pour notre simulation, nous retenons l'analyse de Ochi [76]. Il sera discuté de la validité de ce choix par la suite. Un pourcentage de 11 % de la somme des longueurs en surface est pris tout d'abord comme valeur pour l'écart maximal relatif entre extrémités de fissures à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$. La durée de vie expérimentale à ce niveau de déformation plastique est 7 500 cycles et correspond au domaine oligocyclique comme dans le cas des observations de Ochi. La valeur est choisie également pour la similitude de comportement du 304 et 316L.

D'autre part, si l'on revient aux courbes expérimentales de la figure II-6, on peut remarquer que les fissures de type III se forment très tard (dans les derniers 20 % de la vie des éprouvettes) à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$, et qu'elles aboutissent rapidement à la formation d'une fissure de type IV, puis d'une fissure fatale de 1 mm en surface (à 100 % de N_i).

Ceci ne peut se comprendre que si l'on suppose l'existence d'un endommagement accéléré sur ces derniers 20 % de la durée de vie réduite. La coalescence peut donc y avoir une relative importance.

Cette dernière remarque nous amène à proposer de conserver la valeur de 11 % pour les simulations à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$, et pour la suite de garder cette valeur quelle que soit l'amplitude de la déformation plastique choisie pour la simulation.

La coalescence, pendant l'exécution du programme, n'intéresse que les fissures dont la longueur en surface dépasse 40 à 50 μm . Deux fissures de type I ne peuvent coalescer. Ceci repose sur la remarque que le mode de coalescence, en traction-compression, est un mode I. Il reste discutable dans ce cas de considérer la coalescence de deux fissures qui se propagent en cisaillement des bandes de glissement intenses et de taille en surface inférieure à ces 40 ou 50 μm .

Par contre, la fissure de type II, intermédiaire entre deux modes de propagation bien définis, sera prise en compte dans les processus d'interactions fissure-fissure. Dans ce cas, la fissure de type II peut être considérée comme un "chemin facile de fissuration" pour la fissure plus longue qui coalesce, puisque le mode de propagation des fissures de type II ne suit pas définitivement un mode en ouverture.

L'exécution de la coalescence se fait par la jonction entre les deux extrémités des fissures, et ne peut s'effectuer à un endroit ou l'autre sur la longueur des fissures concernées.

Ceci repose sur le fait que tout au long de la progression des fissures, seules les coordonnées de leurs extrémités sont conservées, et non l'histoire de la progression de ces extrémités.

III-2-e Variations des vitesses de propagation en surface des fissures avec l'amplitude de déformation plastique.



Basinski et col [95] ont proposé une vitesse de croissance constante pour la croissance cristallographique de fissures au sein d'un monocristal de cuivre.

La vitesse de croissance des fissures cristallographiques a donc été assimilée ici à une constante, laquelle a été calculée par une méthode décrite ci dessous.

Le mode de propagation admis pour les fissures de type II reste cristallographique et la même méthode a été utilisée pour déterminer la constante correspondante.

Il est admis que, pour les polycristaux, les fissures présentent un ralentissement de leur croissance lors du franchissement des barrières (souvent les joints de grains).

Les vitesses calculées pour les types I et les types II constituent une moyenne sur toute la période intégrant l'évolution de la fissure au sein des grains et son ralentissement à l'approche des joints de grains.

Les vitesses de propagation en surface sont déterminées comme suit : pour une amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, les premières microfissures de type I sont générées après 400 cycles (figure II-6) et conduisent à la formation de fissures de type II après 2300 cycles, soit encore après 1900 cycles supplémentaires.

Etant donné que la taille de grain moyenne est de 50 μm , ceci signifie qu'en moyenne 1900 cycles sont consommés par la fissuration d'un grain, soit une vitesse moyenne de propagation de $2,7 \times 10^{-8}$ m/cycle pour la croissance des fissures de type I. La même méthode donne une vitesse moyenne de $4,5 \times 10^{-8}$ m/cycle pour les fissures de type II.

Les vitesses de propagation des fissures des deux premiers types varient également avec l'amplitude de déformation plastique. Les courbes de la figure III-9 donnent une représentation de l'évolution des vitesses de propagation des fissures de types I et II en fonction de l'amplitude de déformation plastique.

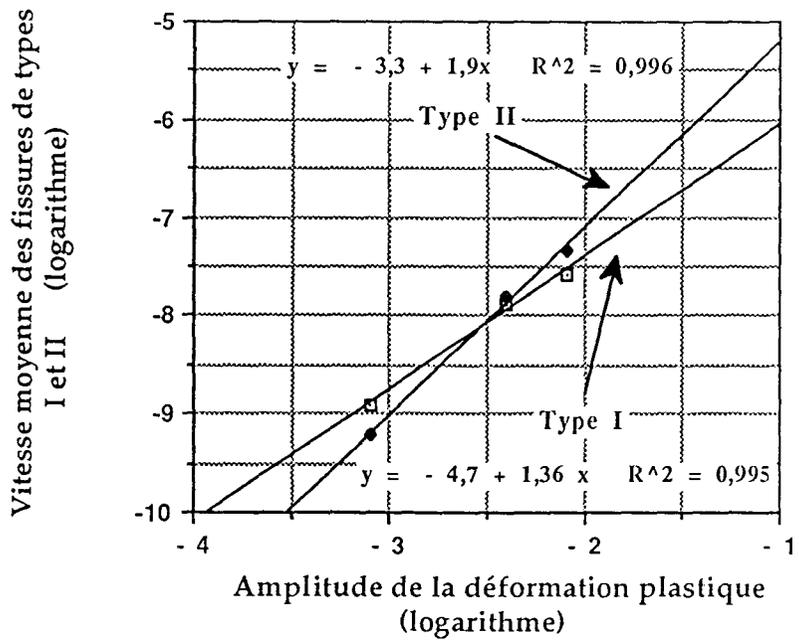
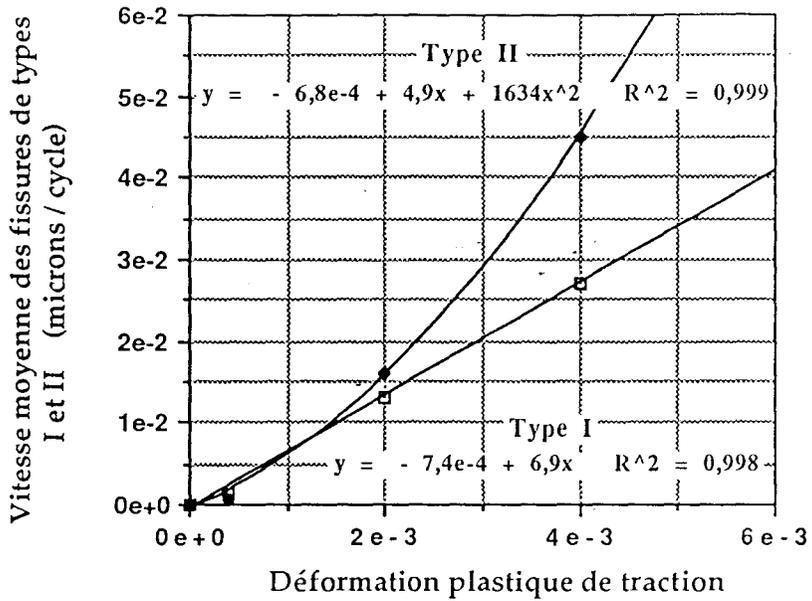


Figure III-9 Evolution des vitesses moyennes de propagation en surface des fissures de types I et II en fonction de l'amplitude de la déformation plastique.

Le tableau ci dessous rassemble les valeurs de ces vitesses, qui ont toutes été déterminées par la méthode décrite plus haut et à partir des courbes expérimentales de la figure II-6.

Elles sont exprimées en m/cycle :

$\Delta\epsilon_p$	Type I (dl/dN) x10 ⁻⁸	Type II (dl/dN) x10 ⁻⁸
8x10 ⁻⁴	0,124	0,06
4x10 ⁻³	1,3	1,6
8x10 ⁻³	2,7	4,5

Les courbes de la figure III-9 présentent les régressions linéaires effectuées sur les vitesses calculées aux trois niveaux de déformation plastique pour chacun des types.

Les trois valeurs du tableau précédent y figurent, ainsi que les points représentant une vitesse nulle de croissance lorsque la déformation plastique est nulle.

Trois valeurs de la vitesse pour chacun des types peut sembler un petit nombre, mais il faut en même temps considérer la plage de niveaux de déformation plastique qu'elles englobent : en effet, un ordre de grandeur est finalement pris en compte (de 8x10⁻³ à 8x10⁻⁴) et les durées de vies correspondantes sont dans un rapport 40.

Les corrélations obtenues sont très bonnes (figure III-9) et donnent de la force à l'hypothèse d'une variation linéaire du logarithme des vitesses de propagation avec le logarithme de l'amplitude de déformation plastique. Cette idée a été présentée d'abord par Tomkins [36] , mais non pour des fissures se propageant en surface et d'une longueur en surface de l'ordre de 1 à 3 tailles de grains :

$$\frac{dl}{dN} = A \Delta\epsilon_p^\alpha l \quad (2)$$

où les valeurs des constantes sont $A = 2 \times 10^{-5}$ et $\alpha = 1,36$ pour les fissures de type I. $A = 5 \times 10^{-4}$ et $\alpha = 1,9$ pour les fissures de type II, si l'on exprime les vitesses en m/cycle.

Il est intéressant de noter l'intersection des courbes pour la valeur $\Delta\varepsilon_p = 1,25 \times 10^{-3}$. Ceci semble indiquer un changement de l'évolution de l'endommagement:

(i) au dessus de cette valeur de déformation plastique, les fissures de type II correspondent à une accélération de cet endommagement et vont pouvoir donner rapidement lieu à la formation de fissures de type III, et de la fissure fatale.

(ii) en deçà de ce niveau de déformation plastique, l'endommagement va se ralentir si l'on considère, d'une part que les vitesses de fissuration donnent une image de la vitesse d'accumulation de cet endommagement, et d'autre part que les fissures de type II croissent plus lentement que les fissures de type I.

La remarque détaillée au paragraphe précédent peut s'accompagner d'une des observations à la base de notre simulation. L'endommagement consiste d'abord en un écrouissage de l'éprouvette (ce qui consomme moins de 10 % de la durée de vie dans nos conditions d'expériences) puis il correspond à la génération d'une densité de fissures de type I d'environ 50 par mm^2 .

Les fissures de type II se forment alors, et leur évolution semble marquée par une augmentation lente mais cependant significative à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et $\Delta\varepsilon_p = 4 \times 10^{-3}$ jusqu'à l'apparition des fissures de type III (Cf courbes de la figure II-6).

Cependant, à un niveau $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ (en deçà de la valeur correspondant à l'intersection), les fissures de type II semblent "stagner" en densité.

D'autre part, l'endommagement se traduit encore par la génération de fissures de type I, mais en moindre quantité pourtant. Cette différence d'évolution des fissures de type II semble donc pouvoir s'expliquer par cette inversion des rapports des vitesses à partir d'une amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p = 1,25 \times 10^{-3}$.

En ce qui concerne les fissures de type II, nous pouvons faire ici une dernière remarque ; elles sont intermédiaires entre des fissures se propageant en cisaillement de plans cristallographiques (type I) et de fissures se propageant en mode d'ouverture. Cette dernière catégorie de fissures est largement influencée par les paramètres mécaniques.

Les fissures de type II constituent ainsi le maillon essentiel qui permet, dans nos conditions de chargement et d'expérience, de passer d'un mode à l'autre : leur importance doit donc être soulignée dans le processus de l'endommagement. Il semble même que limiter leur formation et ralentir leur évolution permet de

modifier de façon significative les durées de vie, comme les résultats décrits plus haut permettent de le souligner.

Les fissures de type III se propagent perpendiculairement à l'axe de sollicitation (donc verticalement pour notre simulation) et leur croissance a été particulièrement étudiée par Ramade [23]. Ce dernier a fait l'hypothèse que leur vitesse de propagation varie linéairement en fonction de leur longueur en surface et également linéairement avec le niveau de déformation plastique (par l'intermédiaire d'un scalaire y , fonction du niveau de déformation plastique) :

$$\frac{dl}{dN} = l \cdot \ln(1 + y) = l \cdot y \quad (3)$$

où y vaut $1,2 \times 10^{-4}$ pour une amplitude de déformation plastique $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, et $1,2 \times 10^{-5}$ pour $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$, l correspondant toujours à la longueur en surface de la fissure et N au nombre de cycles.

Nous analysons les résultats de Ramade, afin de vérifier l'hypothèse d'une variation du type Tomkins. Ramade a poursuivi jusqu'à rupture des essais à différentes amplitudes de déformation plastique, en réalisant ou non la croissance de fissures de type III en dehors de toute autre fissure à la surface des échantillons. Quatre essais ont donné lieu à la croissance et la rupture finale de l'éprouvette. Les nombres de cycles nécessaires pour la croissance des fissures jusqu'à une taille en surface de $2000 \mu\text{m}$ sont rassemblés dans le tableau ci-dessous

$\Delta \epsilon_p$	8×10^{-3}	8×10^{-4}	$6,4 \times 10^{-4}$	2×10^{-4}
Taille initiale (μm)	130	300	250	380
Nombre de cycles	3000	133500	223600	550000

Croissance de fissures de type III à différentes amplitudes de déformation plastique

En intégrant l'équation (3), nous obtenons :

$$\ln\left(\frac{l_F}{l_0}\right) = A \Delta\varepsilon_p^\alpha N \quad (4)$$

l_0 correspond à la longueur initiale et l_F correspond à $2000 \mu\text{m}$.

Nous pouvons ainsi déterminer pour chaque cas du tableau le coefficient $A \Delta\varepsilon_p^\alpha$, qui correspond au scalaire y de Ramade. La figure III-10 présente les résultats exprimés en logarithme et en fonction du logarithme de l'amplitude de déformation.

La régression effectuée nous donne ainsi les paramètres de la variation des vitesses de croissance des fissures de type III : $A=0,33$ et $\alpha = 1,33$.

L'écart entre la courbe fournie par la régression et la courbe linéaire proposée par Ramade est significatif pour le domaine de déformations plastiques qui nous intéresse. Son hypothèse de variation linéaire de la vitesse moyenne des fissures de type III avec la déformation plastique sous-estime en fait les valeurs des vitesses dans le domaine considéré.

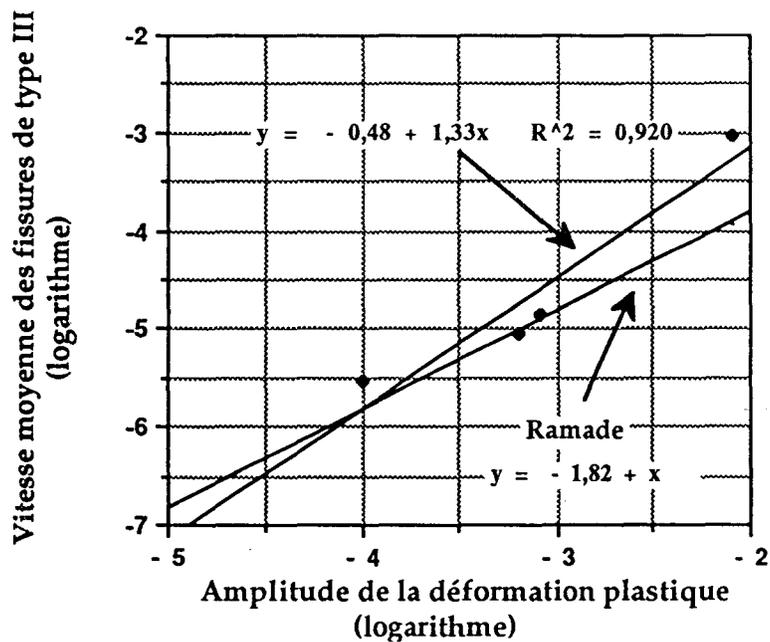


Figure III-10 Evolution de la vitesse moyenne de croissance des fissures de type III en fonction de la déformation plastique.

III-2-f Positions d'autres auteurs concernant la génération et l'évolution des fissures.

A propos de la génération de fissures et de leur propagation.

La génération au hasard de fissures de taille nulle au départ, à la surface d'un échantillon est habituellement reconnue [73-76], et choisie dans les modèles de fatigue oligocyclique [23...].

Cependant, certains auteurs considèrent la génération aléatoire de fissures d'une longueur équivalente à la taille du grain, en négligeant la période de croissance dans le grain d'origine.

Weiss et Pineau [96-98] ont conçu ainsi un modèle original de fatigue oligocyclique basée sur la génération de fissures d'une longueur de 50 μm en surface et de leur propagation consécutive.

Ce modèle prend en compte des sollicitations pures de traction-compression ou de torsion alternée du matériau 316 et simule également des essais de fatigue multiaxiale séquentielle (séquence de traction-compression suivie d'une séquence de torsion alternée, et inversement). Il s'agit de l'une des premières tentatives de simulation de fatigue multiaxiale par des populations de fissures.

Leur modèle considère le développement d'un grand nombre de fissures, au contraire des études classiques se limitant généralement à la croissance d'une seule fissure.

Le taux de génération de fissures courtes de 50 μm est constant pour toute la durée de vie de l'éprouvette. Il varie avec le niveau de déformation plastique en fatigue de traction-compression. Ce résultat a été présenté par Levillant [19]. Il a observé un taux de génération de fissures qu'il définit comme "secondaires" (fissures avec une croissance dominante en volume) qui est constant au cours de la durée de vie et ne dépend que de l'amplitude de la déformation plastique pour des sollicitations de traction-compression.

Levillant et Pineau considèrent :

(i) que la fissuration du premier grain survient très rapidement en fatigue oligocyclique (voir la discussion du chapitre I à ce sujet).

(ii) que la propagation en volume est immédiate, une fois le premier grain fissuré. Le choix de la génération de fissures de 50 μm de taille en surface provient des considérations précédentes.

Le modèle de Chang [99] varie quelque peu de la démarche habituelle puisqu'il suppose une distribution aléatoire d'inclusions qui vont être à l'origine, chacune de la formation d'une fissure. Son modèle calcule donc au départ le temps consommé pour chaque inclusion pour donner lieu à la formation d'une fissure. Suh [100] propose pour sa part une formation continue de fissures suivant une variation exponentielle en fonction du rapport du nombre de cycles sur la durée de vie. Il simule ainsi le processus d'endommagement en fatigue de l'acier inoxydable 304 à une température de 538 °C. Les densités de fissures obtenues à la rupture pour des durées de vie correspondant à la fatigue oligocyclique, comme à la fatigue à endurance limitée s'échelonnent entre 400 et 600 fissures au mm^2 .

Parkins [101] propose lui une simulation de la fatigue-corrosion où le taux de génération de nouvelles fissures augmente avec le nombre de cycles.

La démarche commune semble donc de prendre en compte les fissures observables à la surface, qui se forment au hasard de la surface (sauf pour Chang qui suppose la préexistence d'inclusions qui favorisent la génération des fissures. Cependant ces inclusions sont distribuées de façon aléatoire).

La plupart des modèles ici présentés supposent une taille quasi nulle des fissures à l'origine.

Seul le modèle de Pineau et Weiss aborde le problème de la fissuration multiple en ne considérant que les fissures qui se propagent en volume.

Toutefois, comme nous l'avons remarqué au chapitre I, cette condition correspond à une taille de 50 μm en surface pour ces auteurs. Au contraire, dans ce mémoire, nous considérons la propagation prépondérante à la surface jusque près de 80 % des durées de vie réduites.

La propagation consécutive des fissures, à la surface, n'est supposée que dans le modèle de Suh. Les autres modèles supposent un calcul de la propagation en volume. A partir de ce résultat, estimant que chaque fissure a une forme bien définie (hémi-circulaire par exemple), ils en déduisent la variation de longueur en surface.

Seul notre modèle et celui de Suh, reposent sur des vitesses de propagation en surface. Notre modèle considère en outre l'effet des barrières à la propagation que sont les joints de grain. Ceci est assuré à la faveur d'une cristallographie simplifiée des grains.

La cristallographie, quoique simplifiée, propose tout de même des directions de propagation singulières pour les fissures de types I et II. L'ensemble des autres modèles proposent des directions de propagation perpendiculaires à l'axe de sollicitation.

A propos de la coalescence des fissures.

Ramade [23] propose un critère de coalescence basé sur un calcul des augmentations de contrainte au niveau d'une microfissure de 50 μm et dûes à son interaction avec une macrofissure: la variation du facteur d'intensité de contrainte n'est réellement significatif que pour un écart inférieur à 50 μm . Il est généralement admis que deux fissures de même taille interagissent avec effet lorsque leur écart mutuel est inférieur à leur longueur.

Ramade en conclut que la coalescence se produit dès que l'écart est réduit à une taille de grain (rappelons ici que le grain moyen correspond à 50 μm) mais ne détaille pas ce critère en fonction de la taille respective des deux fissures.

Le calcul de Ramade suppose également l'interaction entre une fissure qui croît en cisaillement et une macrofissure se propageant en mode I. Les équations utilisées, d'autre part, concernent la théorie de l'élasticité linéaire et il convient donc d'être prudent quant aux conclusions.

Si l'on s'intéresse au modèle de Weiss et Pineau [96-98] développé à la fois en traction-compression et en torsion, la zone d'interaction est définie par rapport à la charge imposée, en rapport avec un calcul de l'extension de la zone plastique de Dugdale-Barrenblatt. Ainsi, en traction-compression, le rayon de la zone d'interaction est :

$$R = \omega \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_R} \right)^\alpha \cdot a \quad (5)$$

a représente la longueur en surface, σ la contrainte appliquée, σ_R la contrainte à rupture et ω constitue une constante d'échelle.

Les ajustements du modèle aux données expérimentales révèlent que la zone d'interaction est 15 fois plus large en torsion.

Chang [99] s'intéresse plus particulièrement au cas de coalescence pour un alliage d'aluminium contenant différentes densités d'inclusions. Les équations qu'il utilise pour son modèle se réfèrent à la contrainte maximale en mode I.

Il ne considère que le cas de fissures parallèles, coplanaires ou non.

La coalescence intervient dans les cas où l'écart entre les extrémités les plus proches de deux fissures est inférieur à 7 % de la somme des profondeurs des deux fissures. Faisant l'hypothèse d'une forme semi-circulaire, cela correspond à 14 % de la somme des longueurs en surface. Chang conserve cette valeur pour les trois valeurs de contraintes maximales étudiées (60, 75 et 90 % de la limite élastique)

En fatigue-corrosion, Parkins [101] simule l'interaction entre fissures, en utilisant un calcul de proximité des fissures.

Il considère également que les fissures coalescent lorsque l'extrémité de l'une d'elles pénètre la zone d'interaction de la seconde.

Le rayon de la zone d'interaction L_z est cette fois définie comme suit

$$L_z = 0.0025 + 0.14 (2a) \quad (6)$$

où $2a$ est la longueur en surface exprimée en mm, tout comme L_z .

Parkins rapporte que la coalescence est un phénomène observé à toute étape de l'essai et concerne des fissures de toute taille. Dans son étude, la coalescence a été étudiée en fonction de la contrainte maximale appliquée. Il n'a pas été observé de variations significatives de L_z avec la charge. L'écart le plus important pour lequel la coalescence reste possible représente 20 % de la longueur en surface de la fissure considérée.

Le phénomène de coalescence est souvent accompagné d'une période d'arrêt de la croissance des fissures coalescées.

Une explication à cet arrêt apparent peut être trouvée dans les publications de Soboyejo et col [102,103]. Ils utilisent un calcul par éléments finis afin de prévoir la croissance et la coalescence de deux fissures semi - elliptiques et coplanaires.

Le résultat du calcul indique que le facteur d'intensité de contrainte au point de contact augmente jusqu'à une valeur maximale durant la coalescence et décroît ensuite lorsque la fissure résultante regagne une forme semi-elliptique.

Le rétablissement de cette forme s'effectue dans tous les cas par la fissuration plus ou moins lente de la matière existant entre les deux fissures.

Il en résulte que l'énergie d'endommagement au niveau des fissures coalescées est consommée par ce phénomène. Ceci suggère donc que l'arrêt n'est qu'apparent et ne se rapporte qu'aux observations accessibles de la surface.

Une fois que la forme d'équilibre de la fissure ainsi formée est rétablie, le nouveau front de fissure accommode l'énergie mécanique et la fissure peut croître normalement.

Les travaux de 1991 de Soboyejo [103] proposent même la possibilité d'une coalescence qui se produit d'abord en volume pour rejoindre ensuite la surface. Ces calculs sont cependant effectués pour des tailles de fissures macroscopiques et ne peuvent être par conséquent utilisés qu'à titre d'indications.

Un autre paramètre important suggéré dans la publication de Ochi [76] est l'existence d'une distance critique au delà de laquelle la coalescence ne s'effectue pas quelles que soient les longueurs des fissures observées.

Cette distance critique, de 400 μm , a été trouvée pour les six matériaux étudiés (Cuivre, SUS 304 et quatre S15C cubiques centrés avec quatre différentes tailles de grain). L'existence de la taille critique est souvent associée à l'idée que la coalescence peut avoir lieu pour des écarts en deça d'un nombre donné de grains (coalescence possible pour toute fissure, sans considération de longueur, si leur écart est inférieur à quelques grains). Cette hypothèse ne considère pourtant pas l'effet que doit avoir la valeur de la taille de grain d'une part, mais aussi la longueur respective des fissures.

Grandt et col [104] considèrent la variation en traction du facteur d'intensité de contrainte dûe à la présence d'une fissure superficielle colinéaire.

Ils utilisent pour ceci les calculs de ΔK développés par Newman et Raju [105], ainsi que par Heath [106].

En relatant la croissance d'une fissure à ce facteur, modifié afin de tenir compte de la proximité d'une autre fissure, ils développent un modèle numérique dans le but de déterminer le nombre de cycles impliqués dans le processus de coalescence et dans la propagation finale en volume.

Un résultat remarquable de ces calculs est que le facteur d'intensité de contrainte présente une valeur plus basse à la surface dans le cas de deux fissures colinéaires.

Commentaires sur la coalescence en rapport avec notre modèle.

La plupart des modèles rapportent la coalescence à une distance relative maximale entre extrémités de fissures, cette distance étant exprimée par rapport à la

profondeur des fissures (Chang), mais plus souvent, pour les modèles récents, par rapport à des longueurs en surface.

Ceci est vérifié pour différents types de chargement (Pineau), comme pour différentes configurations d'essais (fatigue aussi bien que fatigue-corrosion avec Parkins).

D'autre part, la valeur de l'écart maximal relatif produisant la coalescence varie avec l'amplitude de la charge pour Pineau, comme pour d'autres auteurs se basant sur les calculs de facteur d'intensité de la contrainte (Grandt, Newman, Heath).

Ces auteurs ont en commun de considérer la propagation des fissures en volume et leurs interactions sont décrites par rapport à des théories tirées de la propagation à travers le volume.

Parkins n'observe pas de variation significative du rayon d'interaction des fissures en fonction de la charge. Nous avons choisi de considérer que l'écart maximal relatif aboutissant à la coalescence ne dépend pas des amplitudes de déformation plastique, et donc des amplitudes de charge. Ce choix s'applique donc à nos mécanismes d'interaction de surface.

L'ensemble des modèles considère une coalescence effective à tout moment de la simulation. La coalescence, dans notre modèle, ne se rapporte qu'aux fissures dépassant une taille de grain, en accord avec notre définition de ce phénomène.

Ochi a mis en évidence une distance maximale en surface pour la coalescence, qui est comparable pour six matériaux. Ce problème d'une distance limite pour toute possibilité de coalescence n'est pas évoqué par les autres auteurs. Il faut aussi se rappeler que Ochi procède à des observations sur des échantillons de taille limitée. Or, cette distance critique de coalescence est probablement influencée par la dimension des éprouvettes.

Notre modèle s'intéresse aux développements de l'endommagement qui se déroule depuis la génération de fissures de type I jusqu'à la formation de type IV (de longueur en surface supérieure à 500/600 μm).

Une distance critique n'est donc pas prise en compte pour notre simulation.

Enfin, la période d'arrêt qui accompagne la coalescence sera discutée plus bas, lors de la discussion sur le rôle et l'importance de la coalescence.

III-2-g Calcul des nombres de cycles.

Le modèle, comme nous venons de le voir plus haut, considère des variations de longueur des fissures. Nous connaissons ainsi pour chaque fissure la variation de longueur ainsi que sa vitesse propre qui dépend du type de fissure auquel est rattachée la fissure considérée.

Le modèle calcule donc pour chaque fissure le nombre moyen de cycles nécessaires pour la croissance qui s'est produite. Ceci s'oppose à la démarche traditionnelle qui consiste à calculer, cycle après cycle, les nouvelles valeurs des longueurs des fissures en connaissant leur vitesse individuelle de propagation.

Dés lors, et suivant les trois dernières phases caractéristiques de l'endommagement, trois modes de calcul donnent un nombre de cycles équivalents :

(i) *un mode de calcul effectué pendant la phase de formation des fissures de type I* : Les fissures sont comptabilisées, la variation de longueur de chacune est calculée, ainsi que le nombre de cycles équivalents pour chacune. Une moyenne arithmétique est ensuite calculée pour obtenir le nombre moyen équivalent de cycles.

(ii) *un second mode de calcul utilisé pendant la phase qui correspond à la période où les fissures de type II se sont formées* (plus de 3 ou 4 par mm²) et le taux de formation des fissures de type I s'est réduit. Le calcul de cycles équivalents est encore effectué sur les fissures de type I, mais cette fois seulement sur les fissures qui se développent.

Ceci ne s'oppose pas à l'idée que l'énergie de déformation plastique soit consommée par toutes les fissures présentes, qu'elles soient bloquées ou non au niveau des joints de grain.

Etant donné le mode de calcul utilisé dans le modèle, une moyenne de toutes les variations de longueur des fissures donne une valeur largement sous-estimée de la durée de cette seconde phase de l'endommagement.

Il faut en trouver la raison dans le nombre élevé de fissures qui ne progressent pas. Un meilleur résultat est obtenu en ne considérant, pour cette phase, que les fissures de type I qui se propagent.

On peut encore ajouter que les longueurs en surface couvertes par les fissures de type II (50 à 150 μm) correspondent pour certaines amplitudes de déformation

plastique (8×10^{-4} , par exemple) à un comportement en propagation similaire à celui des fissures de type I. Pour des amplitudes de déformation plastique plus importantes (8×10^{-3} ...), la propagation de fissures de type II se rapporte à une loi exponentielle, en fonction des cycles, comme celle proposée par Mendez [88] (voir l'expression 3 des vitesses de propagation en surface des fissures de type III, page 103).

Ceci découle d'une loi de comportement proposée par Ramade [23];

$$\sigma_s \cdot \sqrt{l_c} = 2,7 \text{ MPa.m}^{1/2} \quad (7)$$

où σ_s est la valeur de contrainte maximale en traction pendant le palier de saturation, l_c la longueur critique pour laquelle une fissure se propage suivant une loi exponentielle.

Le tableau ci-dessous donne deux valeurs typiques de cette longueur critique comparées aux choix de vitesse de propagation en surface effectués en III-2-e.

$\Delta \epsilon_p$	σ_s (MPa)	l_c (μm)	type de propagation suggérée pour les fissures de type II
8×10^{-3}	320	70	comme les fissures de type III
8×10^{-4}	200	180	comme les fissures de type I

Ces dernières remarques nous confortent dans notre choix de ne considérer que les vitesses de propagation de fissures de types I et III, qui correspondent à des longueurs bien caractérisées.

(iii) enfin le dernier mode de calcul du nombre équivalent de cycles correspond à la phase finale de développement de fissures de type III soit à la dernière phase de l'endommagement.

Pour cette phase, un calcul similaire à celui de la première est effectué : les fissures de type III sont répertoriées et leurs variations individuelles de longueur déterminées. Un calcul moyen du nombre équivalent de cycles est effectué.

Cette démarche ne permet évidemment pas de disposer de données cycle après cycle et conduit à un suivi discret de l'endommagement. Elle permet cependant de conserver les principes de cet endommagement tout en accélérant les exécutions.

III-3 SYNOPTIQUE DE L'EXECUTION.

Le modèle crée d'abord le maillage en associant à chaque carré des références d'appartenance à l'un des grains (tableau d'indices) et d'état (trois états possibles pour chacun des carrés qui correspondent à (i) un état fissuré (ii) le carré est intact mais possède un carré voisin fissuré (iii) le carré est intact et sans voisin direct fissuré) (de la même manière, ceci est géré par un tableau d'indices).

Il affecte également à chaque grain une orientation aléatoire et une distribution spatiale des grains susceptibles de donner lieu à la génération de fissures.

Nous avons obtenu ainsi des tableaux d'indices qui vont intéresser chaque grain pris dans son entier et des tableaux d'indices qui concernent chacun des carrés pris dans leur individualité. Ceci permet de départager les paramètres locaux et les paramètres qui intéressent tout le grain.

En ce qui concerne les carrés de façon individuelle, les tableaux sont

* **II(0-->80,0-->120)** [indicateur logique de l'état du carré (0 pour valeur initiale, 1 si il est fissuré et 2 si un voisin direct est fissuré)]

* **ng(0-->80,0-->120)** [numéro du grain d'appartenance]

* **nfissure(0-->80,0-->120)** [numéro de la fissure si il est fissuré]

* **fiss(0-->80,0-->120)** [valeur correspondant à la zone d'interaction de coalescence : les carrés en aval des extrémités contiennent le numéro de la fissure qui est susceptible d'interagir]

Quant aux grains eux-mêmes, les tableaux générés correspondent à

* **fil(0-->400)** [possibilité ou non de générer une fissures]

* **orientation(0-->400)** [orientation aléatoire du grain, de -1 à +1, correspondant au cosinus comme expliqué précédemment]

Afin de traiter ultérieurement les fissures une à une et de pouvoir les localiser, différents tableaux vont être créés. Un maximum de 200 fissures est géré par le modèle. Les indices des tableaux varient eux jusqu'à 400 de sorte que soient intégrées les valeurs des deux extrémités des fissures sous la même appellation. Les tableaux correspondent aux :

*positions des extrémités des fissures

(i) **ii(0-->400), jj(0-->400)** [position des carrés correspondant aux extrémités des fissures

(ii) **x(0-->400), y(0-->400)** [position réelle des extrémités des fissures)

*faces du carré qui contient les extrémités d'une fissure
nface (0-->400) [quatre valeurs pour les 4 faces possibles]

*numéro du grain correspondant aux extrémités des fissures
xng(0-->400), yng(0-->400)

*longueurs des fissures
lfissure(0-->200) [longueur courante de la fissure]
lofissure(0-->200) [précédente valeur de la longueur]

Le nombre de tableaux utilisés (donc de variables) a limité évidemment la surface simulée, du fait des contingences informatiques et d'une gestion de la mémoire par le système d'exploitation DOS qui est limité.

L'avantage de traiter la fatigue à la fois par fissure, par grain et par partie de grain est de pouvoir envisager de simuler la fatigue, non seulement pour les matériaux monophasés mais également pour les matériaux polyphasés.

Il permet en outre d'envisager de définir un état de précipitation ou une distribution d'inclusions qui modifie localement le grain et fait localement varier la probabilité de génération d'une fissure. La morphologie des grains peut être modifiée facilement indépendamment du reste du programme.

Une fois toutes les variables initialisées, la simulation proprement dite démarre : tous les carrés du bord supérieur au bord inférieur de l'écran sont testés d'abord pour la génération de fissures, ensuite pour la génération ou la propagation. Les valeurs des différentes variables changent en fonction des résultats de ces tests. L'affichage à l'écran du maillage, de la formation des fissures et de leurs progressions est fait en parallèle avec les tests.

Une fois tous les carrés testés, une compilation des générations, propagations et coalescence(s) est conduite :

- (i) nouvelles valeurs des longueurs, densités pour chaque type de fissures ,
- (ii) calcul du nombre moyen de cycles équivalent ,
- (iii) nombre total de cycles.

A l'écran, les densités par mm^2 ainsi que le nombre total de cycles sont affichés.

Lors des tests successifs, si une fissure se propage, des calculs sont effectués et sur une surface approximativement circulaire en aval des deux extrémités de la fissures, la zone d'interaction est renouvelée. La variable $fiss(i,j)$ décrite plus haut est utilisée à cette fin. Elle va contenir le numéro de la fissure.

Le test de coalescence est effectué au cas où cette zone d'interaction vient à en chevaucher une autre, ou encore au cas où une autre fissure vient à se propager sur un des carrés correspondant à la zone d'interaction.

Le programme aboutit lorsque une des fissures, par croissance ou par propagation a atteint plus de 500 μm .

Compte tenu des remarques faites au long de ce chapitre et de sa base, la simulation reste raisonnablement représentative de la fatigue dans la gamme de déformation plastique [4×10^{-4} , 2×10^{-2}].

Le programme de simulation est nommé SIMULFAT. Il reproduit la fissuration multiple de la surface des éprouvettes et permet pendant l'exécution d'imprimer les densités des trois premiers types, la longueur maximale compilée par le modèle et le nombre de cycles leur correspondant.

Ajoutons que ces résultats principaux sont sauvegardés dans deux fichiers : un fichier pour les densités et nombre total de cycles et un fichier qui rassemble ces variables et les longueurs courantes individuelles des fissures.

Ces fichiers correspondant à des appellations simples sont utilisés par la suite par plusieurs types d'autres logiciels d'exploitation qui ont été créés de la même manière. Ce sont

(i) un logiciel qui exploite le fichier rassemblant toutes les informations sur l'évolution de chacune des fissures (LONGFAT). Celui-ci permet d'éditer les évolutions des fissures correspondant à la longueur maximale compilée à un moment ou à un autre de l'exécution.

(ii) un fichier qui compile les résultats de densités pour toutes les simulations effectuées dans les mêmes conditions de déformation, d'environnement, ... (DENSFAT).

Les densités moyennes sont déterminées, ainsi que les écarts-type selon un incrément constant en pour-cents des durées de vie réduites.

(iii) un fichier qui effectue des classifications à intervalle régulier (en nombre de cycles) des longueurs de fissures. Les classes sont généralement ordonnées de 20 en 20 μm (HISTOFAT).

Tous ces logiciels forment un ensemble figurant sur la disquette d'accompagnement du présent mémoire. Les fichiers sources sont dans le répertoire <source> et les fichiers exécutables dans le répertoire <exec>. Les figures III-11 et III-12 présentent respectivement un synoptique de l'exécution et des photographies de l'écran à différentes étapes d'une simulation à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$.

III-4 RECAPITULATIF DES BASES DE LA MODELISATION.

La modélisation numérique regroupe 300 grains. Le nombre de grains permet déjà de voir se former des disparités locales de densités des fissures (figure III-12).

Les grains sont d'abord testés aléatoirement pour la génération de fissures. Le taux de génération est le même pour toutes les amplitudes de déformation plastique, en considérant les durées de vie réduites.

Lorsque un grain comporte déjà une fissure, un test aléatoire de propagation est effectué. La facilité de propagation à travers un joint de grain dépend de la longueur de la fissure, de l'amplitude de déformation plastique et de la désorientation cristallographique.

La coalescence est fixée à un critère unique pour toutes les fissures et quelle que soit l'amplitude de déformation plastique considérée : un écart relatif inférieur à 11 % de la somme des longueurs des fissures interagissant donne lieu à la coalescence.

Celle-ci se fait entre les deux extrémités des fissures se faisant face.

Les fissures progressent par incréments de longueur correspondant à une fraction de la taille de grain. Les vitesses de propagation en surface varient suivant des lois du type proposée par Tomkins et les observations de Basinski.

Lorsque tous les tests de génération, propagation et coalescence ont été effectués, les variations de longueur sont compilées; un nombre équivalent de cycles est calculé sur la base de vitesses estimées de propagation des fissures de type I d'abord, puis des fissures de type III.

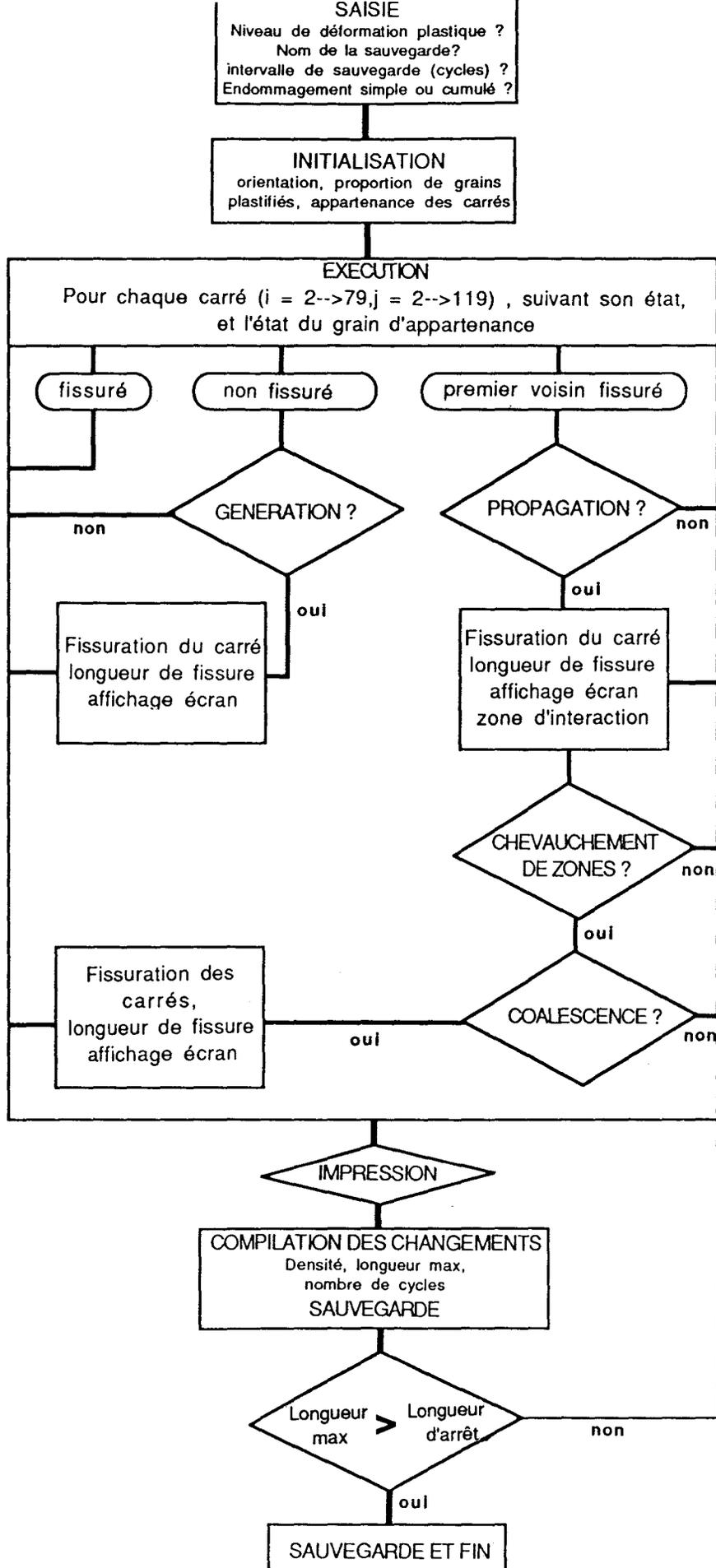


Figure III-11 Schéma synoptique de l'exécution de la simulation.

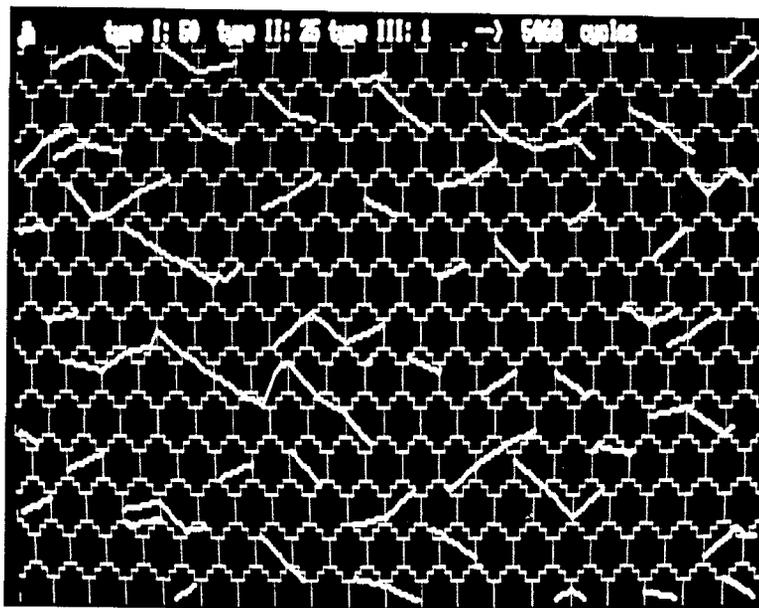
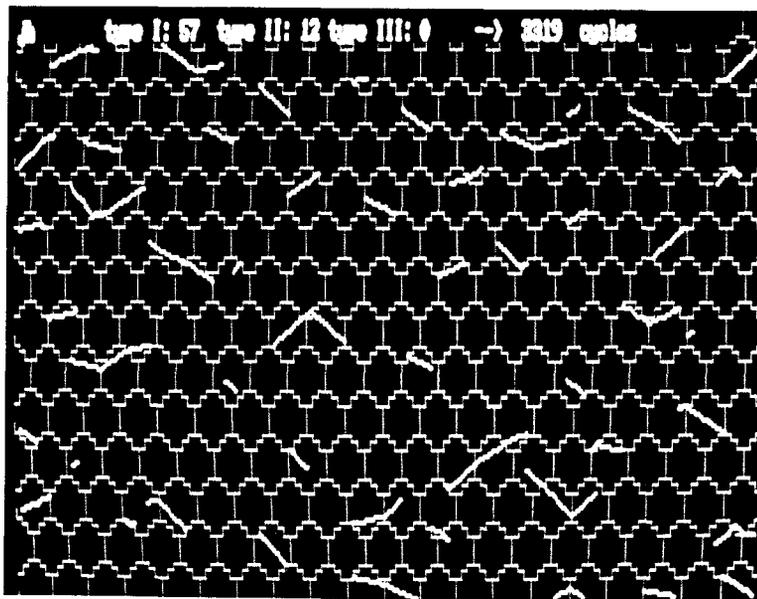
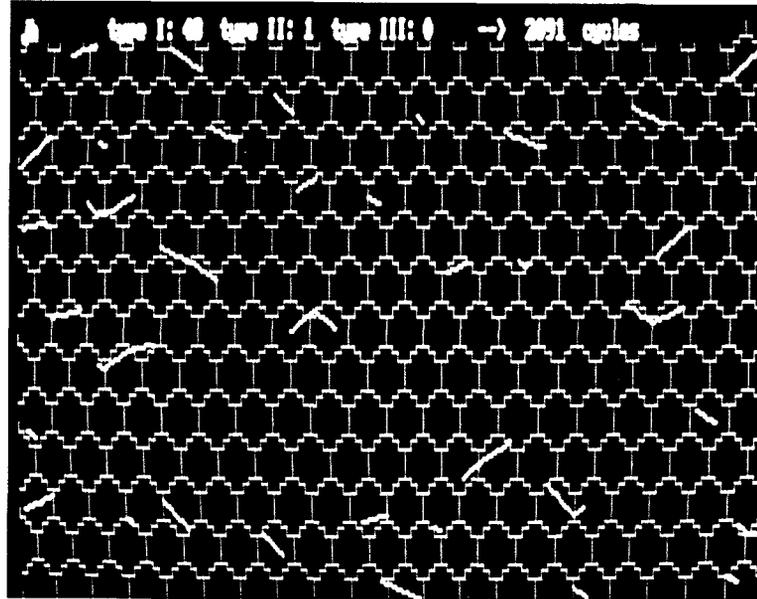


Figure III-12 Exemples de simulation : photographies de l'écran d'ordinateurs à différentes étapes . Le grossissement moyen à l'écran est X500.

CHAPITRE III
MODELISATION
DE LA
FATIGUE DU 316L

Résultats de la modélisation

III-5 SIMULATION DES ESSAIS.

Nous allons maintenant appliquer le modèle aux situations correspondant aux deux essais à l'air qui ont servi à son ajustement ($\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et 8×10^{-4}). Dans un second temps, nous présentons les résultats moyens de simulations à une amplitude de déformation plastique 4×10^{-3} .

Ces trois simulations permettent une plus grande information sur la dynamique de l'endommagement, tout autant d'un point de vue global que local.

L'utilité du modèle, là comme pour les autres simulations, est non seulement de reproduire un comportement expérimental moyen, mais plus largement de d'avoir accès aux mécanismes qui aboutissent, aux différents niveaux de déformation plastique, à la formation de quelques fissures fatales aux éprouvettes.

La simulation est ensuite conduite pour des valeurs de l'amplitude de déformation plastique dans la gamme [2×10^{-2} , 4×10^{-4}]. Les courbes de variations des populations de fissures de types I, II et III sont fournies pour un total de dix niveaux de déformation plastique. Enfin, deux courbes rassemblant les résultats simulés moyens de manière synthétique sont discutées. Il s'agit :

(i) des évolutions des densités cumulées de fissures avec le nombre de cycles pour toutes les simulations effectuées

(ii) de la courbe bilogarithmique ($\Delta\varepsilon_p$, $N_{i,sim}$).

Par la suite, nous appliquons le modèle à divers niveaux de déformation plastique après y avoir modifié plusieurs paramètres :

(i) Suppression de la zone d'interaction représentant une étendue de 11 % de la longueur de fissure.

(ii) Réduction par un facteur 2 du taux de génération des fissures de type I.

(iii) Accroissement de la vitesse de propagation des fissures de type I correspondant à un environnement corrosif (NaCl).

(iv) Réduction de la vitesse de propagation des fissures de type I correspondant à des essais sous vide.

La plupart de ces modifications se réfèrent à des essais pour lesquels les évolutions expérimentales des populations de fissures sont connues.

En outre, les modifications portent sur des points particuliers du logiciel et elles n'affectent pas les hypothèses retenues pour son développement.

L'accord des données simulées avec l'expérience nous permet par la suite de mettre en lumière une certaine permanence du processus de l'endommagement du 316L pour les essais de traction-compression que nous considérons dans ce mémoire.

Enfin, un dernier paragraphe présente l'endommagement cumulé à deux niveaux de déformation plastique (8×10^{-3} et 8×10^{-4}).

Ceci nous conduira à conclure quant à la nature physique et à la permanence des processus d'endommagement et leur interaction entre deux niveaux de déformation plastique.

III-5-a Détail des choix faits pour la compilation des résultats.

Les données simulées sont l'objet d'un traitement spécifique pour deux types de graphes utilisés par la suite. Nous décrivons maintenant la méthode utilisée pour obtenir les deux graphes concernés.

Le programme de compilation des densités de fissures : DENSFAT.

Nous nous intéressons tout d'abord aux graphes correspondant aux évolutions des densités de fissures des types I, II et III en fonction de la durée de vie réduite $N/N_{i,sim}$.

Pour obtenir un format constant de nos graphes (facilitant les comparaisons), le calcul des valeurs moyennes et des écarts-type des densités doit être conduit de façon similaire quelle que soit la fréquence de la sauvegarde des données lors de la simulation.

Les données, lors des simulations, ne sont pas sauvegardées à intervalles réguliers de nombre de cycles. En effet, nous avons vu au chapitre précédent que les résultats simulés ne correspondent pas à l'évolution des densités de fissures cycle après cycle. Le modèle délivre un nombre moyen équivalent de cycles après avoir testé l'ensemble du maillage.

Ce nombre moyen n'est jamais rigoureusement le même, ce qui a comme conséquence première de donner une certaine dispersion des nombres de cycles finaux.

La question est : Comment rassembler dans ce cas les valeurs et aboutir à une moyenne des densités ?

En fait, on sélectionne d'abord l'amplitude de déformation plastique. Tous les fichiers correspondant à ce même niveau de déformation sont pris un par un.

Un calcul simple permet de transformer d'abord les nombres de cycles (correspondant aux différentes sauvegardes de densités) en pourcentages par rapport au nombre final de cycles du fichier concerné.

Tous les fichiers vont contenir alors des sauvegardes faites pour des pourcentages entre 0 et 100 %.

Les valeurs sont ensuite rassemblées en 21 groupes de pourcentages : de 0 à 2,5 % puis par incrément de 5 % jusqu'à 97,5 %, enfin de 97,5 à 100 %. Le traitement considère alors que les groupes correspondent aux différentes valeurs de densités pour 0, 5, 10, 15 ... jusqu'à 100%.

Ces 100 % correspondent à la moyenne des nombres finaux de cycles de tous les fichiers traités.

Enfin, pour chaque groupe de valeurs, une moyenne est déterminée à partir de toutes les valeurs regroupées, ainsi que l'écart-type. Chaque niveau de déformation investi se voit ainsi décrit par 21 points de moyenne avec écart-type, en ce qui concerne l'évolution des densités de fissures des trois types.

Les nombres finaux de cycles déterminés directement par le modèle correspondent en fait à la durée du palier de saturation des essais, c'est à dire à ce qui se passe après la phase d'érouissage de l'éprouvette.

Ceci correspond encore approximativement aux nombres de cycles séparant la génération des premières fissures de type I de la formation de la fissure fatale (qui cause la chute brutale de quelques pour-cents de la contrainte de saturation).

Sur les courbes expérimentales de la figure II-6, nous pouvons remarquer qu'à une amplitude de déformation plastique de 8×10^{-3} , 400 cycles séparent le début de l'essai de la génération des premières fissures. Pour $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$, plus de 11000 cycles sont nécessaires.

Ces nombres de cycles représentent environ 5 % des durées de vie (respectivement 7500 et 268000 cycles pour $N = N_i$).

Nous retenons donc cette valeur de 5 % pour la suite et considérons que les simulations ne couvrent que les 95 % suivant le durcissement de l'éprouvette.

C'est la raison pour laquelle nous n'avons pas utilisé le terme "durée de vie simulée" immédiatement, lorsque nous avons décrit le calcul des moyennes et écarts-type.

Les durées de vie simulées sont calculées en faisant donc l'hypothèse raisonnable que le modèle fournit en fin d'exécution un nombre de cycles représentant 95 % de la totalité de l'essai. Un calcul proportionnel donne la prédiction de la vie totale.

En outre, les durées de vie présentées résultent d'une moyenne des durées de vie de plusieurs simulations (2 à 15, selon le niveau de déformation considéré), ainsi que l'écart-type sur la durée de vie.

Le programme de compilations des répartitions statistiques des longueurs de fissures : HISTOFAT .

Le second type de graphe correspondant à un traitement spécifique des données concerne des statistiques de répartition des longueurs de fissures. Elles sont ordonnées par classe de 20 μm , ceci pour quatre valeurs de la durée de vie réduite (pour 25, 50, 75 et 100 % de $N/N_{i,\text{sim}}$).

Les courbes considérées, ou histogrammes, correspondent à un fichier unique, pour chaque niveau de déformation plastique.

III-5-b Simulations à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, 4×10^{-3} et 8×10^{-4} .

Les figures III-13, III-14 et III-15 rassemblent respectivement les évolutions simulées des densités moyennes de fissures des trois types, les évolutions des répartitions statistiques en longueur et l'évolution de la longueur de trois fissures pour chaque valeur de l'amplitude de déformation.

Les courbes présentant l'évolution des populations de fissures à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et 8×10^{-4} correspondent globalement aux courbes expérimentales, suite à l'ajustement des paramètres de programmation.

Plus important ici, la simulation à $\Delta\varepsilon_p = 4 \times 10^{-3}$ se montre très satisfaisante et est comparable aux résultats expérimentaux, tant du point de vue des densités de fissures que de la durée de vie simulée.

Cela suggère l'idée que le processus de l'endommagement en fatigue d'éprouvettes lisses de 316L se répète de façon identique à différents niveaux de déformations, par ailleurs très différents quant aux durées de vie qui leur correspondent.

La simulation offre l'avantage des données sauvegardées et de l'exploitation plus poussée qui peut en être faite par la suite. Ainsi, si l'on s'intéresse à la répartition des longueurs des fissures par classe de 20 μm , aux quatre valeurs citées plus haut des durées de vie réduites $N/N_{i,\text{sim}}$, on note quelques différences, mais surtout des points communs de fond.

Les points communs pour les trois niveaux de déformation sont principalement les nombres importants de fissures de longueurs en surface inférieures à 100 μm , ceci jusqu'à 50 % des durées de vie réduites $N/N_{i,\text{sim}}$. Les histogrammes ont des allures de courbes exponentielles amorties qui s'aplatissent au fur et à mesure de la détérioration du matériau, en faveur des classes supérieures de longueurs.

Dés 75 % de $N/N_{i,\text{sim}}$, nous remarquons quelques fissures qui atteignent les 200 μm , sauf à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$, où toutes les classes de fissures restent inférieures à 150 μm .

Ces observations corroborent les résultats de Ramade présentés au second chapitre et concernant la répartition en profondeur des fissures : si nous faisons l'hypothèse d'une forme moyenne héli-circulaire, la grande majorité des fissures qui ont une taille en surface inférieure à 100 μm s'étendent en profondeur sur moins de 50 μm , soit moins d'une taille de grain.

Ajoutons à ceci que la majorité de ces fissures vont se propager en cisaillement (pour des tailles de cet ordre) et qu'elles restent ainsi difficiles à observer sur des coupes longitudinales, comme celles de Ramade.

Les histogrammes de données simulées comme ceux rapportés par Ramade ne comportent en fait que quelques fissures de plusieurs centaines de microns.

Nous comprenons plus clairement les répartitions qu'il a observé.

De plus, l'exploitation des données numériques permet également de reproduire l'évolution des longueurs de quelques fissures dont celles qui provoquent la "rupture" (arrêt de l'exécution).

On observe bien deux faits :

- (i) une période d'arrêt de la croissance plus ou moins marquée autour d'une valeur de 50 à 70 μm correspondant au passage d'un joint de grain
- (ii) l'existence de plusieurs discontinuités de l'évolution des longueurs, chacune de ces discontinuités révélant la coalescence de deux fissures.

Ces "sauts" brutaux de longueurs apparaissent nettement aux deux niveaux supérieurs de déformation plastique, mais restent absents pour $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$, ou tout au moins surviennent plus tard dans le développement des fissures majeures.

Pour les trois niveaux, les densités de fissures de type I sont du même ordre mais leur coalescence n'est pas facilitée par le mode de chargement (la coalescence va intéresser les fissures se propageant en mode I). Elles ne sont pas assez nombreuses pour favoriser la coalescence par "effet de nombre".

En fait, une nette différence intervient, due à la facilité accrue de la propagation à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et 4×10^{-3} . Il s'agit de la densité de fissures de type II. Cette différence apparaît comme essentielle. La coalescence va intervenir plus souvent à la faveur de cette densité accrue.

En effet, si ces fissures ne sont pas encore celles qui coalescent, leur nombre important et leur croissance facile va accélérer la formation de fissures de type III qui apparaissent très actives quant aux interactions entre fissures.

Il est utile de bien cerner la coalescence ici. Elle combine en fait deux paramètres qui sont :

- (i) le nombre de fissures : plus ce nombre est important et plus la probabilité d'obtenir deux fissures dans un même voisinage est grande.
- (ii) la longueur des fissures : plus les fissures considérées sont longues et plus leur zone d'interaction est large.

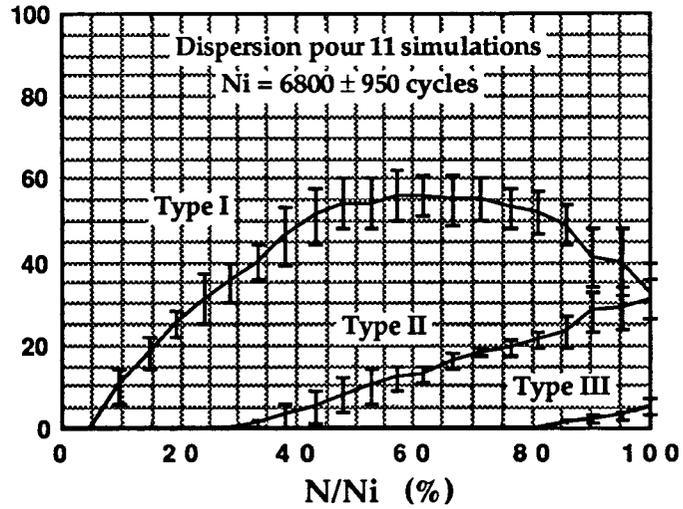
Nous voyons que l'un comme l'autre des paramètres aboutit à favoriser la coalescence.

Le modèle suggère que le paramètre à considérer est la densité plus importante de fissures de type II, obtenue d'ailleurs rapidement et qui se traduit par une formation plus rapide et plus nombreuse de fissures de types supérieurs.

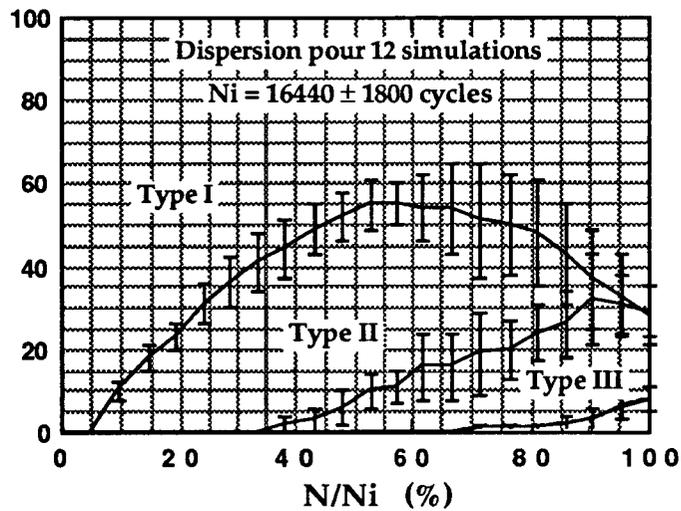
Afin de pouvoir estimer l'importance réelle de la coalescence sur la durée de vie et comparer cette importance à celle de la vitesse de propagation, des simulations vont être conduites en supprimant la possibilité de coalescer.

Nous allons analyser d'abord l'évolution des durées de vie simulées et des densités de fissures en fonction de l'amplitude de déformation plastique. Ceci nous donnera l'occasion également de comparer la formation des fissures les plus longues avec ou sans coalescence.

Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)

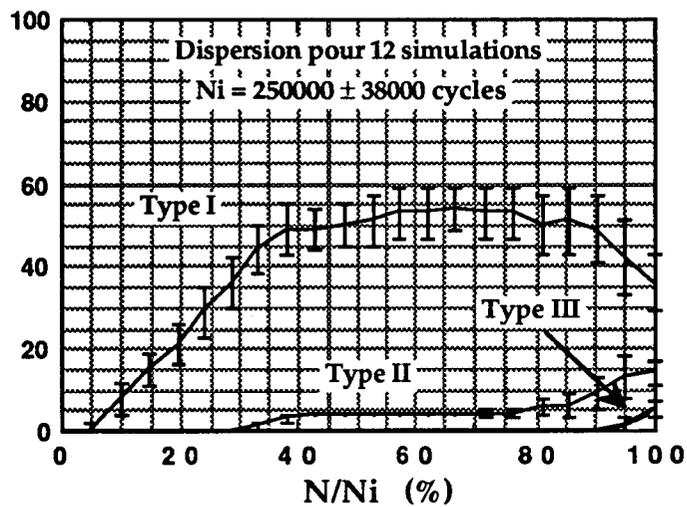


Figure III-13 Evolution des densités des fissures de types I,II et III en fonction de la durée de vie réduite $N/N_{i,sim}$. De haut en bas, à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}, 4 \times 10^{-3}, 8 \times 10^{-4}$.

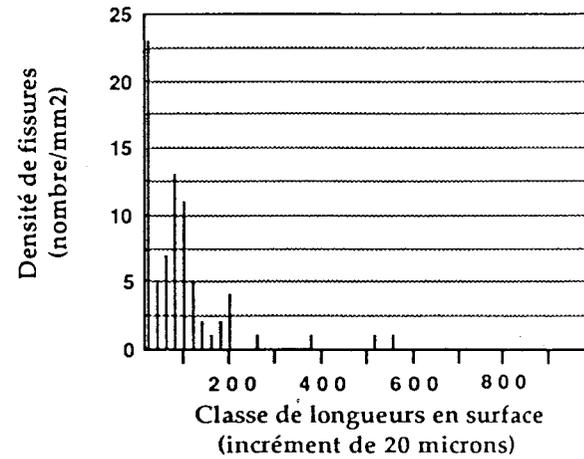
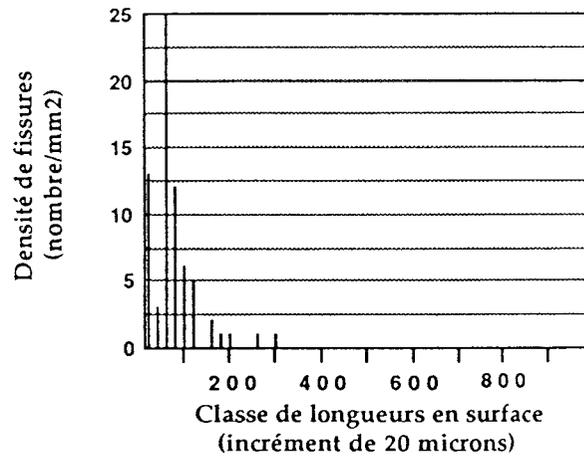
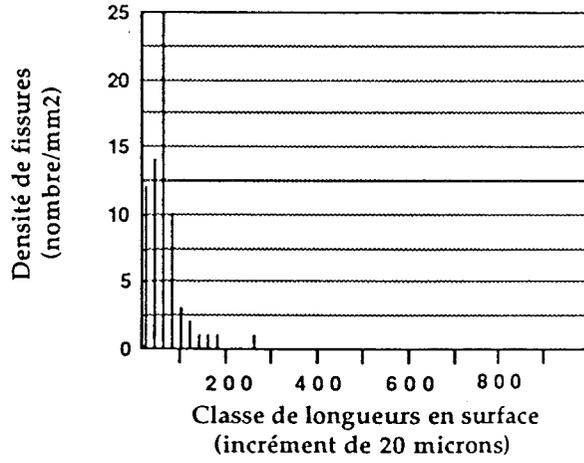
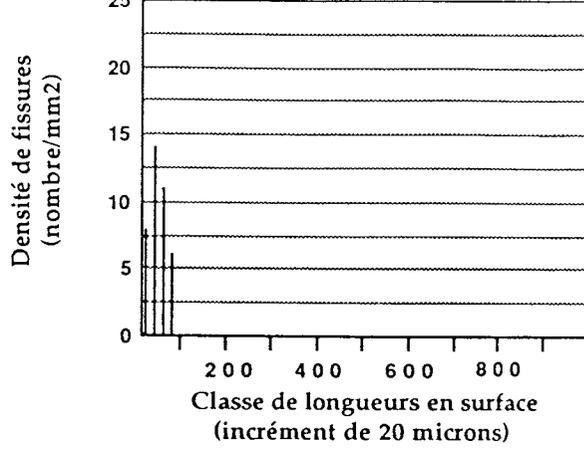


Figure III-14a Histogrammes des longueurs des fissures par classe de 20 μm à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$. De haut en bas, quatre valeurs de la durée de vie réduite $N/N_{i,sim}$: 25, 50, 75 et 100 % .

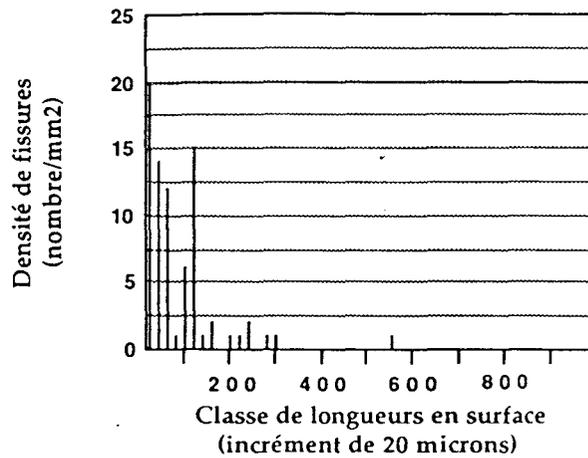
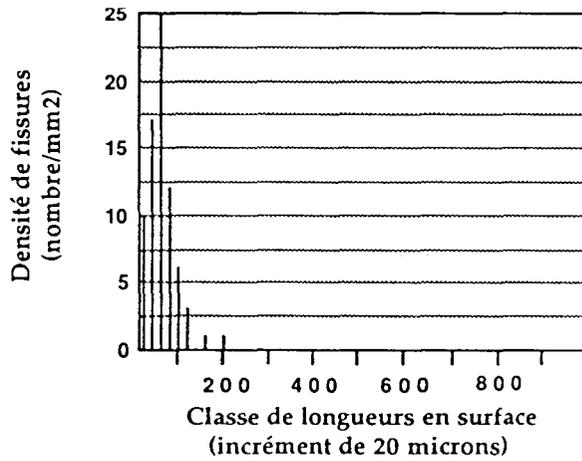
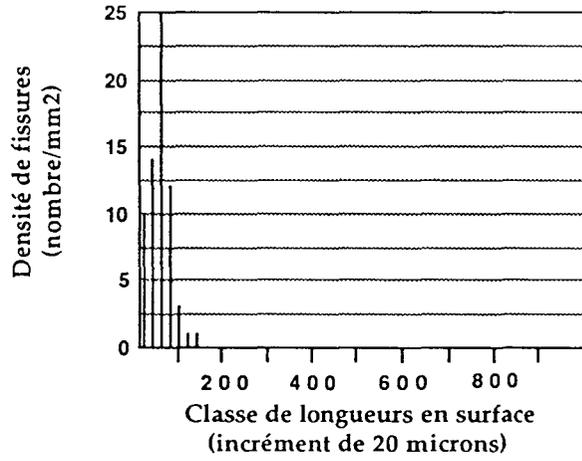
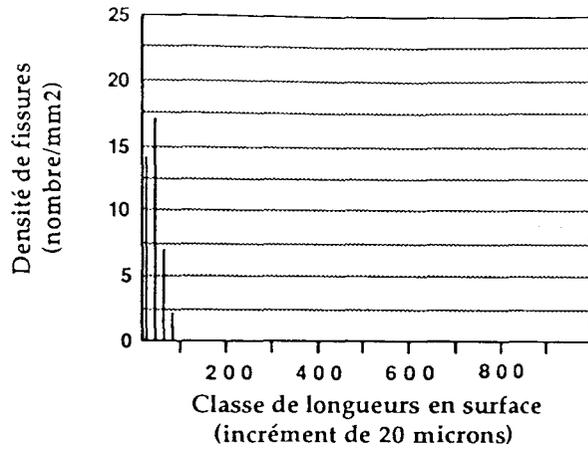


Figure III-14b Histogrammes des longueurs des fissures par classe de 20 μm à $\Delta\epsilon_p = 4 \times 10^{-3}$.
De haut en bas, quatre valeurs de la durée de vie réduite $N/N_{i,\text{sim}}$: 25, 50, 75 et 100 % .

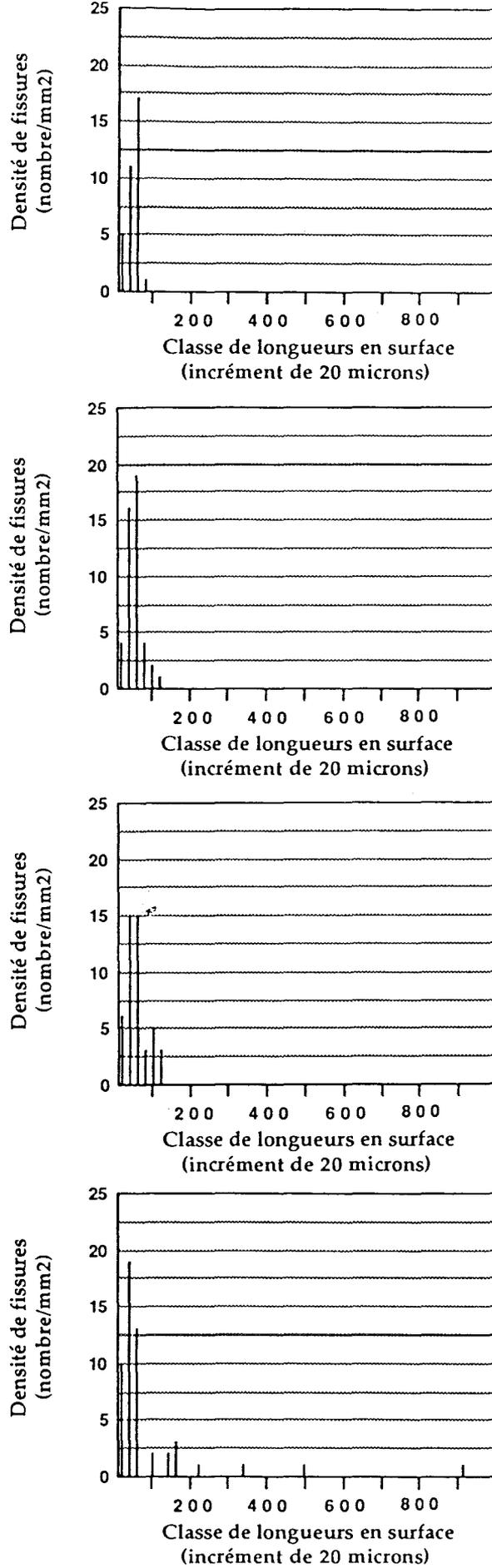


Figure III-14c Histogrammes des longueurs des fissures par classe de 20 μm à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$.
 De haut en bas, quatre valeurs de la durée de vie réduite $N/N_{i,\text{sim}}$: 25, 50, 75 et 100 % .

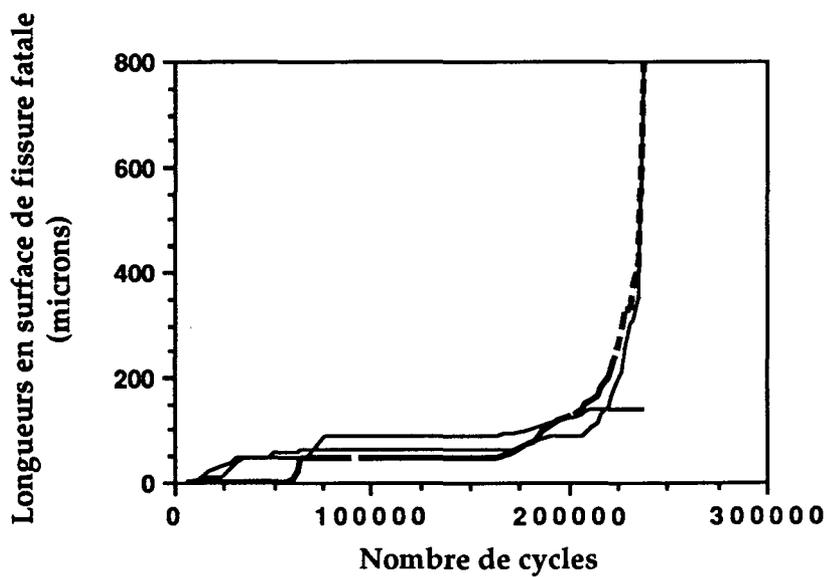
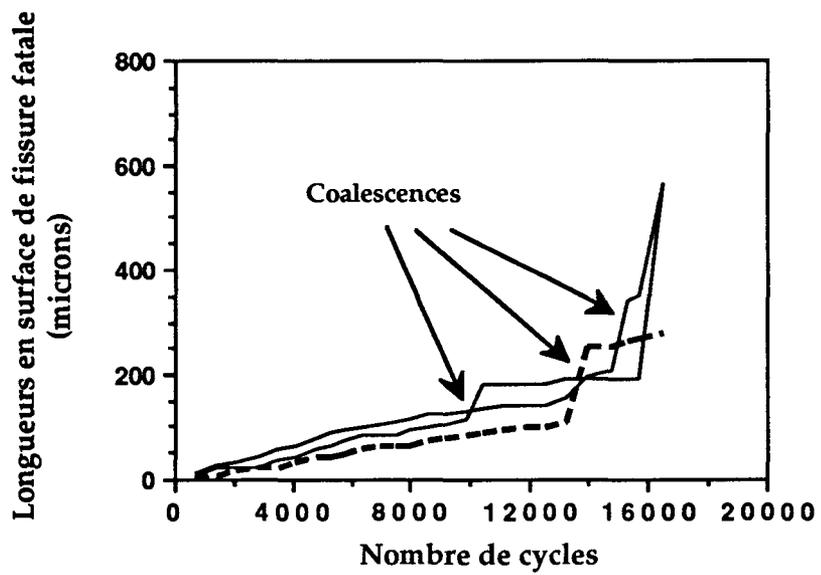
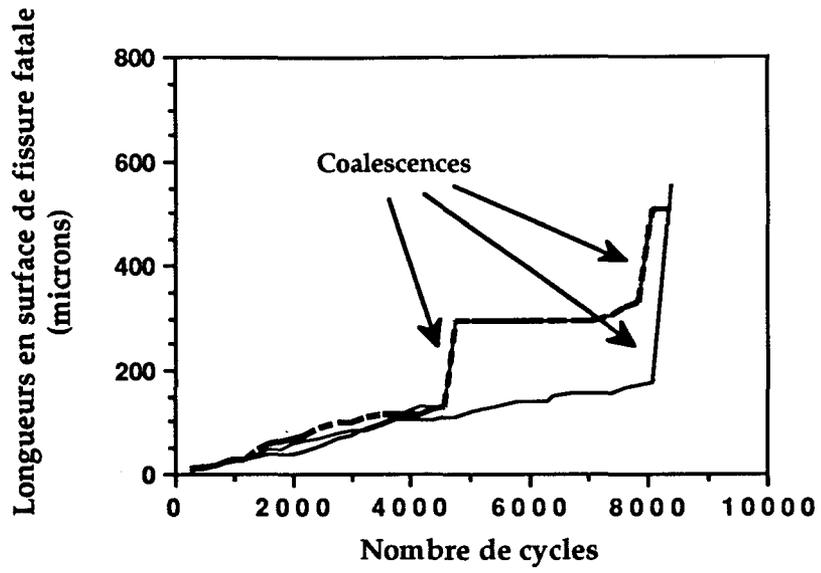


Figure III-15a Evolution des longueurs des fissures en fonction du nombre de cycles. De haut en bas, à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, 4×10^{-3} et 8×10^{-4} . Echelles linéaires.

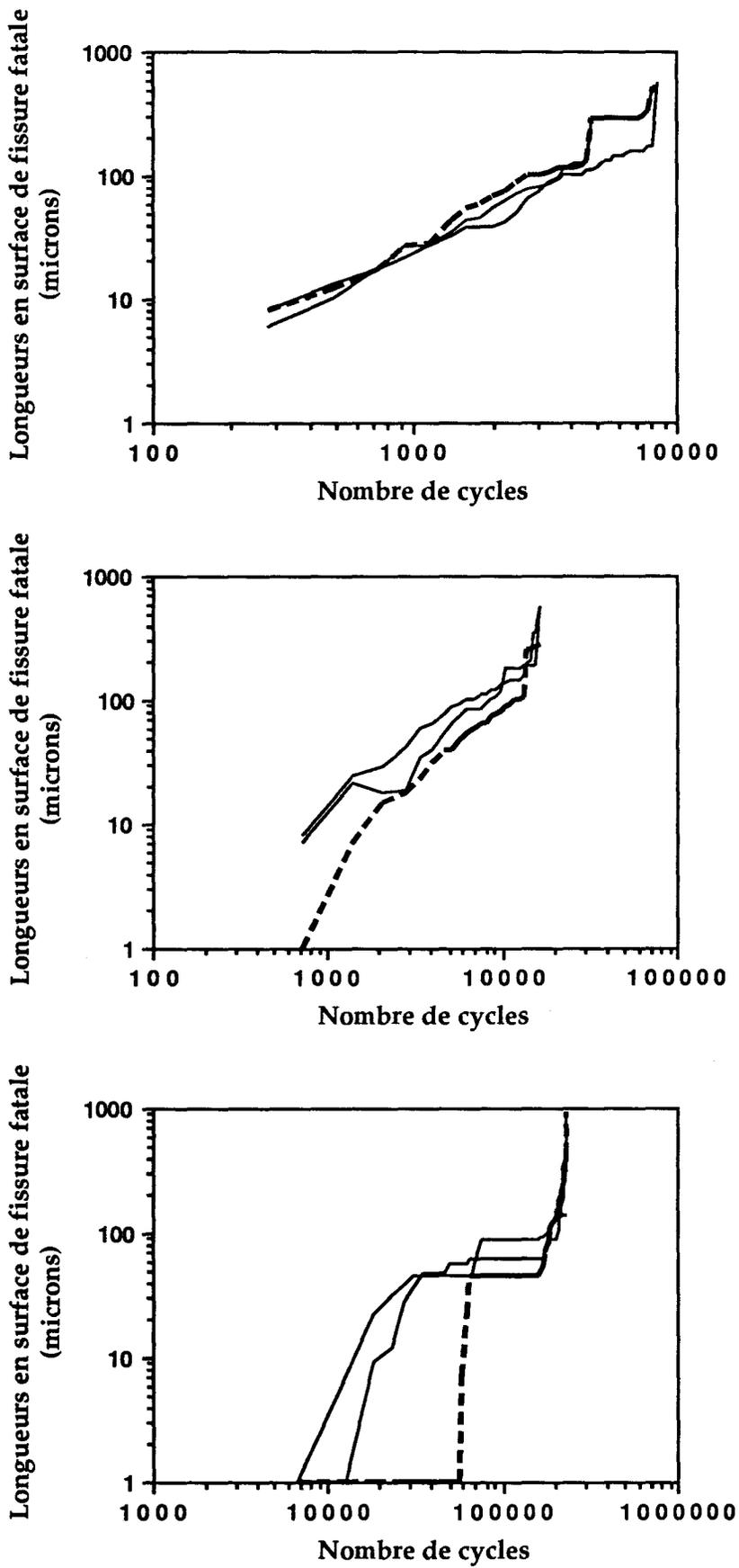


Figure III-15b Evolution des longueurs des fissures en fonction du nombre de cycles. De haut en bas, à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, 4×10^{-3} et 8×10^{-4} .

III-5-c Simulations dans la gamme d'amplitudes [4×10^{-4} , 2×10^{-2}].

Les courbes correspondant à dix niveaux différents d'amplitude de déformation sont rassemblées dans l'annexe de ce chapitre. Un tableau situé de la même manière en annexe récapitule toutes les valeurs moyennes des durées de vie simulées.

Les évolutions des densités de fissures des trois types restent globalement semblables. Un seul niveau de déformation correspond à des évolutions très différentes : il s'agit de $\Delta \varepsilon_p = 4 \times 10^{-4}$.

La densité moyenne maximale atteinte aux autres niveaux de déformation correspond à environ 50/60 fissures de type I par mm^2 . Pour $\Delta \varepsilon_p = 4 \times 10^{-4}$, elle plafonne à 35 fissures de type I par mm^2 (voir annexe).

Ceci est lié à la réduction importante de la proportion de grains susceptibles de donner lieu à la génération de fissures (proportion de grains plastifiés).

Rappelons que le modèle détermine une proportion de 100 % des grains susceptibles d'être à l'origine d'une fissure jusqu'à une limite inférieure égale à $\Delta \varepsilon_p = 14 \times 10^{-4}$ et que l'ajustement à $\Delta \varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ a fourni 60 % de grains plastifiés.

La réduction de la proportion de 100 à 60 % entre ces deux niveaux ne semble pas influencer de façon importante sur les densités de fissures de type I qui sont obtenues (une chute de 10 fissures par mm^2 au maximum).

Au contraire, en passant à $\Delta \varepsilon_p = 4 \times 10^{-4}$, la proportion de grains plastifiés obtenue est de 30 % en moyenne, ce qui explique la densité maximale de 30 à 35 fissures de type I par mm^2 .

Cette nette réduction des fissures de type I limite évidemment le nombre de fissures appartenant aux types supérieurs et élimine les possibilités de coalescence, tant que les fissures les plus longues n'ont pas atteint au moins plusieurs centaines de microns (et de toutes les manières en dehors du cadre de cette simulation).

Si maintenant on s'intéresse aux densités de fissures de type III, nous pouvons noter que dans la gamme de déformation [8×10^{-4} , 6×10^{-3}] leurs densités finales demeurent toujours égales à environ 10 fissures par mm^2 (voir annexe)

Cette observation peut être faite sans considération de la précocité de leur formation.

Ceci suggère donc une certaine "constance" de l'endommagement à terme. La rupture apparaît encore comme la conséquence d'un processus plus ou moins long mais qui aboutit à un même stade de détérioration du matériau pour tous les niveaux de déformation investis.

Les densités de fissures de type II suivent plusieurs schémas d'évolution dans la gamme de déformation [4×10^{-4} , 2×10^{-2}].

(i) Pour des amplitudes de déformation de 4×10^{-4} , 8×10^{-4} et $1,2 \times 10^{-3}$, un palier s'établit après la formation de 5 à 10 fissures de type II par mm^2 . A terme, sur les 20 derniers pour-cents de durée de vie réduite $N/N_{i,\text{sim}}$, une augmentation notable de leur densité se produit (voir annexe).

L'écart entre le moment de la formation des fissures de type II et la formation de fissures de type III représente de 50 à 60 % de $N/N_{i,\text{sim}}$.

(ii) Pour $\Delta \varepsilon_p = 1,6 \times 10^{-3}$ et 2×10^{-3} , 4×10^{-3} et 8×10^{-3} , la densité de fissures de type II augmente régulièrement et sans laisser apparaître de palier.

La formation des fissures de type III à partir de fissures de type II ne consomme plus que de 35 à 40 % de la durée de vie réduite $N/N_{i,\text{sim}}$.

(iii) Enfin, pour $\Delta \varepsilon_p = 1,2 \times 10^{-2}$, $1,6 \times 10^{-2}$ et 2×10^{-2} , l'évolution des densités de fissures de type II semble retrouver un palier, mais pour une densité nettement supérieure : de 20 à 30 fissures de type II par mm^2 (voir annexe).

Ces schémas s'expliquent par la *résistance relative opposée par le joint de grain à la fissuration*. Celle-ci influe donc d'une part sur la transformation de fissures de type I en fissures de type II et d'autre part sur la transformation par propagation et coalescence des fissures de type II en fissures de type III.

Le joint de grain semble ainsi représenter une barrière efficace à la propagation jusqu'à une amplitude de déformation plastique de $1,2 \times 10^{-3}$.

Cette efficacité à ralentir, voire arrêter, la progression des fissures à la surface se traduit globalement par une *chute tardive des densités de fissures de type I*, qui accompagne l'augmentation des densités de fissures de type II.

La chute de densité étant tardive, elle va correspondre à une diminution effective réduite des densités en fissures de type I (réduction de 15 à 25 fissures par mm^2).

Pour $\Delta\varepsilon_p = 1,6 \times 10^{-3}$, 2×10^{-3} , 4×10^{-3} et 8×10^{-3} , les densités de fissures de type I vont commencer à décroître plus tôt dans le processus de détérioration : le *taux de génération de nouvelles fissures n'équilibre plus le nombre de fissures de type I évoluant en fissures de type II.*

Dans ce sens, le joint de grain n'offre plus une barrière assez efficace pour bloquer longuement, voire arrêter définitivement les fissures de type I.

Enfin pour les trois dernières valeurs de déformation ($\Delta\varepsilon_p = 1,2 \times 10^{-2}$, $1,6 \times 10^{-2}$ et 2×10^{-2}), *la cinétique de détérioration apparaît jouer un rôle plus important : les fissures de type II se forment à un taux aussi important que le taux de génération de fissures de type I* (avec un décalage de 30 à 40 % en durée de vie réduite $N/N_{i,sim}$) (voir annexe).

Cette observation traduit le fait que les fissures de type I se transforment toutes à terme en fissures de type II avec le décalage indiqué.

Cependant, nous pouvons remarquer que la chute globale de densité de fissures de type I entre la valeur maximale et la valeur finale correspond à une diminution de 25 à 35 fissures par mm^2 . Cette valeur équivaut à la chute obtenue pour les simulations à $\Delta\varepsilon_p = 1,6 \times 10^{-3}$, 2×10^{-3} , 4×10^{-3} et 8×10^{-3} .

La similarité s'explique ici par la *cinétique de l'endommagement* : pour les valeurs supérieures de la déformation, les fissures de type III se forment rapidement et aboutissent à la "rupture" bien avant que toutes les fissures de type I ne se soient transformées.

Le grand nombre de fissures de type II obtenu donne rapidement par coalescence multiple des fissures de type III, ce qui conduit à la rupture de l'éprouvette d'une façon accélérée.

La figure III-16 regroupe les évolutions des densités totales de fissures avec le nombre de cycles pour chaque niveau de déformation ainsi que la variation des valeurs moyennes des durées de vie simulées avec l'amplitude de déformation.

L'allure parabolique de la courbe des lieux de maxima de densités cumulés apparaît à la figure III-16 (voir (a)) et se comprend mieux maintenant.

Pour les valeurs supérieures de la déformation, la densité cumulée maximale diminue globalement pour des questions de cinétique : les fissures se forment aussi rapidement qu'aux niveaux intermédiaires de déformation, mais elles évoluent rapidement par propagation et coalescence. La détérioration du matériau est couverte rapidement par quelques fissures et la génération de nouvelles fissures est rapidement subsidiaire.

Pour des déformations plastiques plus importantes, l'endommagement se limite à quelques fissures très tôt.

Pour les valeurs inférieures de la déformation, la plasticité n'intéresse qu'une partie des grains et le taux de génération s'en trouve automatiquement limité.

Le joint de grain est une barrière importante et seules quelques fissures vont dépasser peu à peu ces obstacles et conduire à la rupture.

Nous voyons bien que d'un côté comme de l'autre, la détérioration du matériau devient un processus individuel durant la plus grande partie de sa progression.

Ceci résulte d'une compétition cinétique d'un côté et du blocage de la majorité des fissures de type I de l'autre.

Pour des valeurs intermédiaires (8×10^{-4} à $1,6 \times 10^{-2}$) de la déformation plastique, la progression des différents types de fissures résulte d'une combinaison de la résistance relative des joints de grain, des vitesses de propagation des fissures et des coalescences.

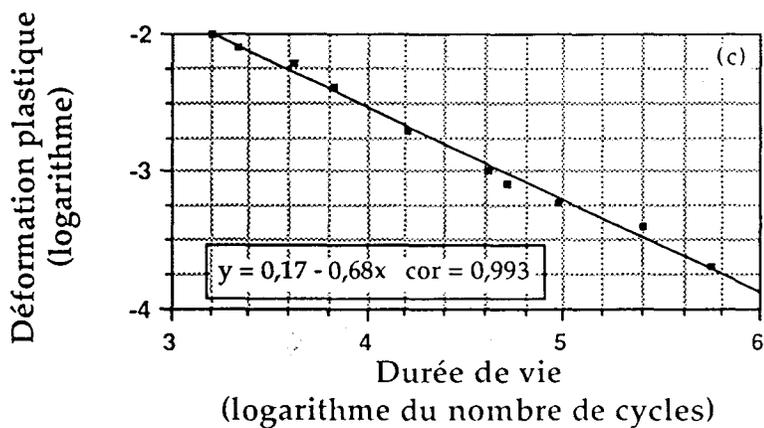
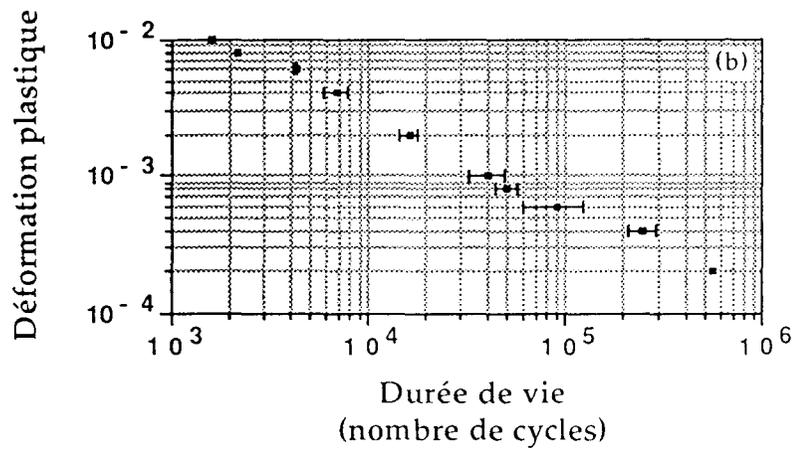
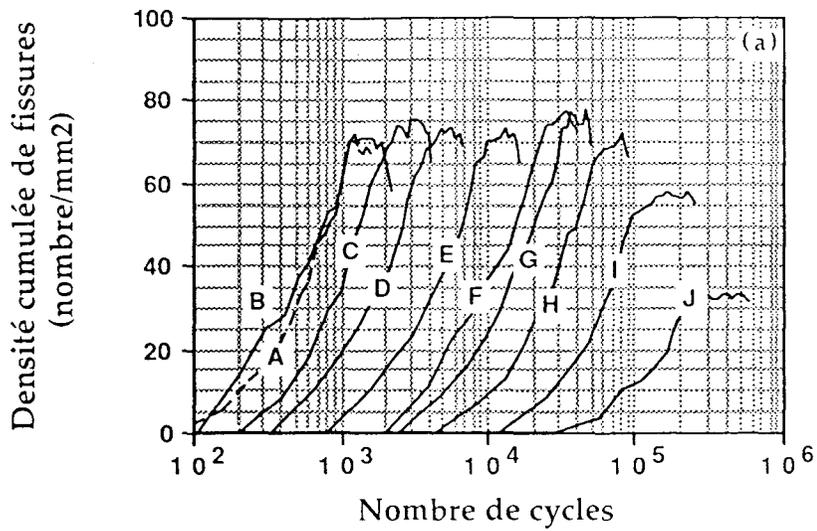


Figure III-16 Evolution des densités cumulée de fissures en fonction du nombre de cycles (a) (de J à A, $\Delta\epsilon_p = 4 \times 10^{-4}, 8 \times 10^{-4}, 12 \times 10^{-4}, 16 \times 10^{-4}, 2 \times 10^{-3}, 4 \times 10^{-3}, 8 \times 10^{-3}, 12 \times 10^{-3}, 16 \times 10^{-3}$ et 2×10^{-2}) Courbes de Manson-Coffin obtenues par le modèle. Echelles bilogarithmique (b) et linéaire (c).

Nous avons vu au cours de cette discussion que la coalescence semble jouer un rôle pour les amplitudes de déformation plastique 8×10^{-3} et 4×10^{-3} en accélérant la formation des fissures fatales.

En outre, elle semble intervenir de moins en moins au fur et à mesure que l'on choisit des niveaux de déformation plastique décroissants.

Le paragraphe suivant a pour objet de préciser le rôle que la coalescence joue dans le processus de l'endommagement et dans le cadre du modèle.

III-5-d Importance de la coalescence sur les durées de vie dans la gamme d'amplitudes de déformation plastique [4×10^{-4} , 2×10^{-2}]

Dans le but de quantifier la réduction de la durée de vie imputable au phénomène de coalescence, ce paragraphe se propose de discuter les résultats des simulations obtenues en considérant une zone d'interaction nulle des fissures.

Les courbes d'évolutions des densités de fissures des trois types sont rassemblées à la figure III-17.

La comparaison des figures III-13 et III-17 montre que les densités des trois types de fissures "bénéficient" de la suppression de la coalescence, en particulier pour $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et 4×10^{-3} .

Le bénéfice tient en nombre de fissures totalisées par chaque type (augmentation). Des différences importantes surviennent sur les derniers 40 % de la durée de vie réduites (figure III-17) pour les simulations sans coalescence.

Les populations de fissures de types II et III sont nettement plus importantes : les fissures de type II atteignent des densités maximales doubles de celles obtenues dans les conditions d'origine du modèle.

Les valeurs correspondantes des durées de vie simulées et des réductions imputées à la coalescence sont rassemblées dans le tableau page suivante.

$\Delta\varepsilon_p$	Simulation originelle			Simulation sans coalescence			Réduction de durée de vie
8×10^{-4}	12	250 000	38 000	1	295 000		15 %
4×10^{-3}	12	16 440	1 800	1	21 700		24 %
8×10^{-3}	11	6 800	950	2	8 850	150	23 %
	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type	

En outre, les populations de type II évoluent à la façon des fissures de type I dans des conditions normales : elles passent par un maximum pour décroître de manière importante par la suite et sur les 15 derniers pour-cents de la durée de vie réduite $N/N_{i,sim}$.

La diminution finale de la densité de fissures de type II correspond alors à la formation des fissures de type III.

La diminution du nombre des fissures de type I observée à partir des données expérimentales trouve ainsi son explication : c'est par propagation pour la majorité d'entre elles qu'elles vont passer dans une classe supérieure.

La chute importante de la densité de fissures de type I dans les conditions expérimentales apparaît donc liée à leur propagation.

La propagation des fissures de type I sur le ou les grains voisins peut ou non être influencée par l'existence d'une fissure de longueur en surface plus importante et située à proximité. Si la propagation est influencée par une fissure plus longue, il ne s'agit pas pour nous véritablement d'une coalescence. Du point de vue de la fissure la plus longue, la fissuration vers la fissure de type I nous semble plutôt être un "chemin facile de fissuration". Nous ne définissons pas ce mécanisme comme un mécanisme de coalescence.

Le poids de ce dernier dans la formation des fissures fatales est difficile à déterminer. Il se confond avec le poids de la disparité de densités de fissures entre les valeurs locales et les valeurs globales moyennes.

D'autre part, cette propagation implique le franchissement du joint de grain dans le cas du 316L. Des fissures longtemps arrêtées aux joints de grain vont finalement se propager à travers cet obstacle, dans un nombre relativement important de cas. Ceci traduit bien une hypothèse choisie pour l'élaboration du modèle : un endommagement accéléré des éprouvettes de 316L, pour les essais de traction-compression cyclique, sur les 15 ou 20 derniers pour-cents de durée de vie réduite.

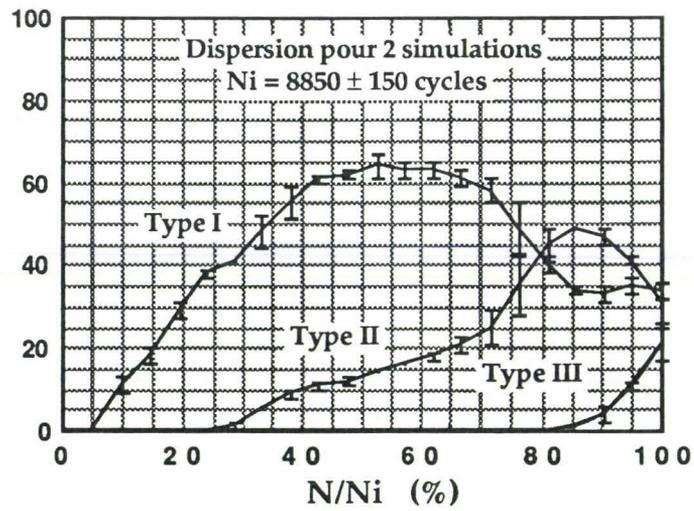
Si nous nous intéressons au moment de la formation des premières fissures de type III, nous remarquons son décalage systématique vers la fin de la durée de vie simulée. En effet, les fissures de type III se forment après une période représentant plus de 50 % de la durée de vie réduite et suivant la formation des premières fissures de type II. Ceci s'observe pour des amplitudes de déformation plastique de 8×10^{-3} et 4×10^{-3} .

En fait, à une amplitude $\Delta \varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$, nous retrouvons à la figure III-17 l'allure des courbes correspondantes de la figure III-13. La singularité des courbes correspondant à la suppression de la coalescence disparaît pratiquement pour ce niveau de déformation.

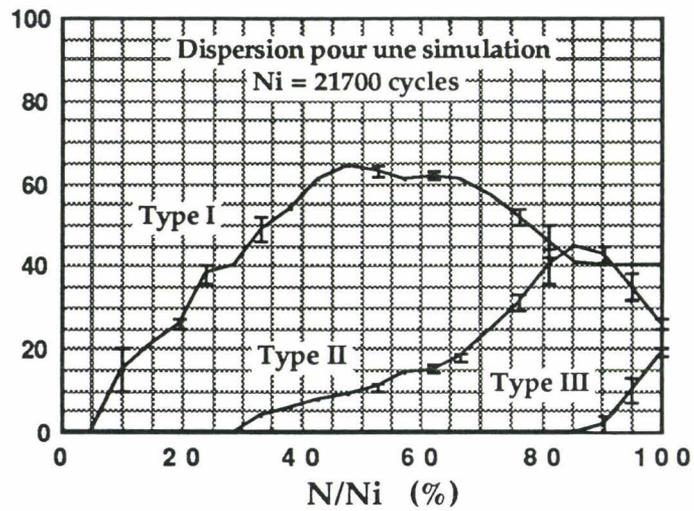
Ceci suggère que la coalescence n'intervient plus de façon systématique à cette amplitude de déformation ($\Delta \varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$) et perd son rôle dans la progression de l'endommagement des éprouvettes de 316.

La discussion se poursuit en page 146.

Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)

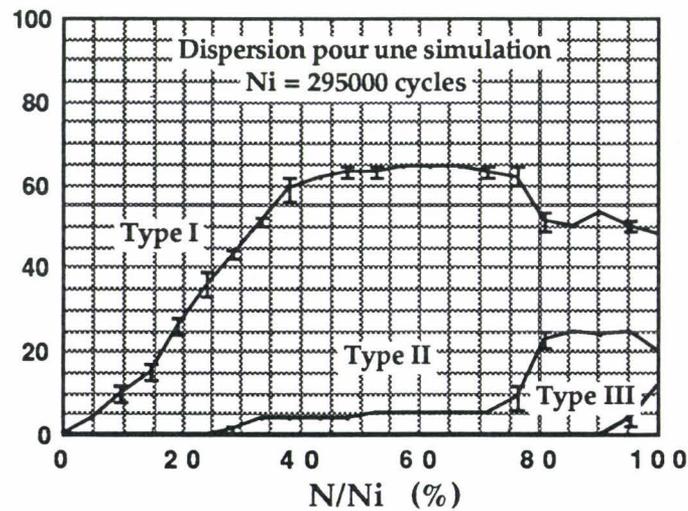


Figure III-17 Evolution des densités des fissures de types I, II et III en fonction de la durée de vie réduite $N/N_{i,sim}$. De haut en bas, à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, 4×10^{-3} et 8×10^{-4} . Simulation sans coalescence.

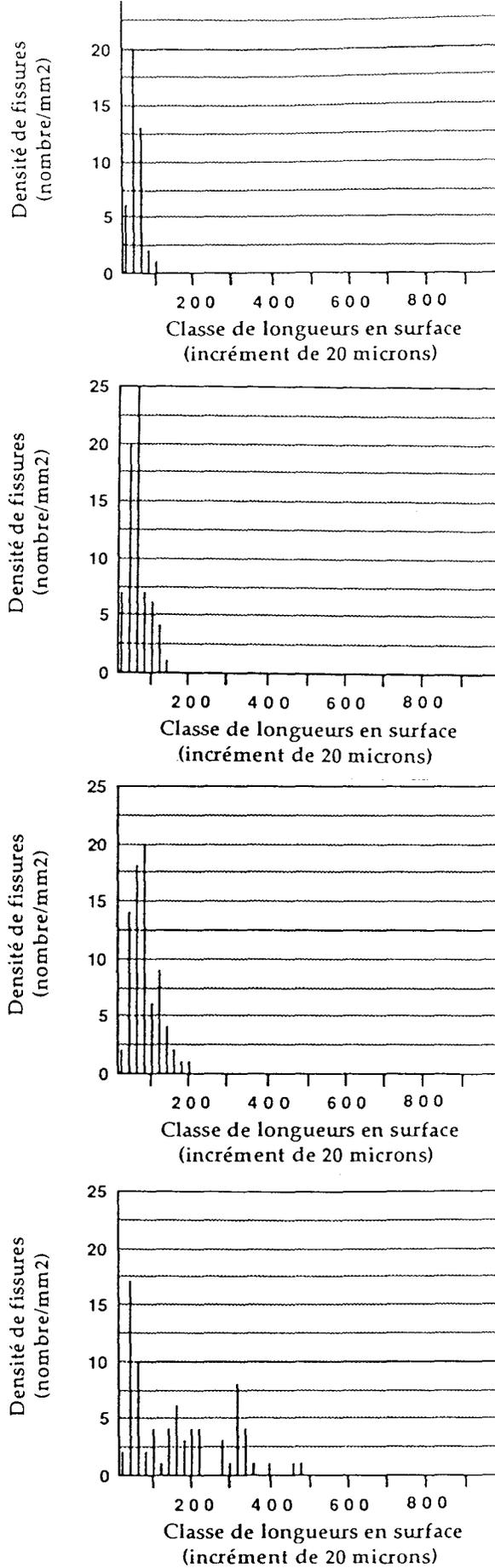


Figure III-18 Histogrammes des longueurs des fissures par classe de 20 μm à $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$. De haut en bas, quatre valeurs de la durée de vie réduite $N/N_{i,\text{sim}}$: 25, 50, 75 et 100 %. Simulation après suppression de la coalescence.

La seule différence notable correspond à la densité de fissures de type II obtenue sur la fin de la simulation : elle est doublée (passant ainsi de 10/15 à 20/25 fissures par mm²).

Les histogrammes de répartition en longueur des fissures par classe de 20 µm sont rassemblés pour quatre valeurs de la durée de vie réduite (25, 50, 75 et 100 %) à la figure III-18 pour une amplitude $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$.

Ils sont maintenant comparés aux histogrammes correspondant aux mêmes caractéristiques, mais résultant de données obtenues avec le modèle sans modification (figure III-12a).

Les trois premiers histogrammes obtenus en considérant la coalescence ou en la supprimant, ne montrent pas de différences majeures (figures III-12a et III-18).

Nous remarquons simplement la formation rapide de quelques fissures ayant une longueur autour de 200 µm ou plus importante lorsque la coalescence est prise en compte. Ces fissures formées très tôt sont peu nombreuses et sont obtenues par coalescence de fissures de type II dans les conditions normales.

Lorsque la coalescence intervient, l'accélération conséquente du processus d'endommagement va encore privilégier les quelques fissures de type III et ce sont elles qui vont causer la "rupture finale".

Ceci limite finalement le nombre de fissures qui vont pouvoir se développer au delà de un ou deux grains .

Ainsi, pour $N = N_{i, sim}$, une grande majorité de fissures est rassemblée encore dans les types I et II.

Au contraire, en supprimant la coalescence toutes les fissures vont avoir le temps de se propager (sauf de toute évidence les fissures générées durant la seconde moitié de la durée de vie).

En conséquence de ce développement uniforme des fissures, une densité deux fois plus importante de fissures ayant quelque centaines de microns de longueur est obtenue.

Les durées de vie rassemblées par le tableau au début de ce paragraphe permettent de quantifier l'importance de la coalescence sur la durée de vie simulée.

Il semble qu'une réduction finalement limitée de ces durées de vie soit imputable à la coalescence (diminution maximale de 25 % des durées de vie sans coalescence). La diminution de durée de vie tombe à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ à une valeur de 15 % ou 45 000 cycles, ce qui reste dans le domaine de l'écart-type déterminé sur les durées de vie obtenues avec le modèle non-modifié.

Rappelons ici que ces résultats intéressent le modèle et ses hypothèses. En particulier, il nous faut garder à l'esprit le chiffre de 11 % choisi pour l'écart relatif maximum des extrémités de fissures. Il demeure évident qu'un choix d'une taille plus élevée de la zone d'interaction entre fissures conduirait à une différence plus importante des durées de vie avec et sans coalescence.

Toutefois, le rôle de la coalescence se comprend plus facilement si l'on compare les courbes retraçant l'évolution des longueurs des fissures tout au long de la vie simulée avec ou sans coalescence prise en compte (figure III-19).

Nous pouvons voir par exemple, que les "sauts de longueur" dûe à la coalescence de deux fissures sont *accompagnés par la suite de période d'arrêt de la propagation en surface*. Le résultat final de ce mécanisme est de limiter l'importance de la coalescence quant à son rôle de réducteur des durées de vie.

Il nous faut alors concevoir la coalescence comme un phénomène qui modifie le processus de formation des fissures fatales bien plus que comme un mécanisme qui réduit sévèrement les durées de vie simulées des éprouvettes.

L'approche de Soboyejo et col [103] de la coalescence a été présentée plus haut. Rappelons nous ici que son étude de la coalescence des fissures longues indique une période d'arrêt apparent de la propagation en surface. Cette période d'arrêt n'a pas son équivalent en volume. En effet, elle correspond à un réarrangement dans le volume du front de la fissure ainsi formée.

Nous pouvons concevoir ce mécanisme à l'échelle de nos fissures courtes et entrevoir ainsi l'explication de cette période d'arrêt.

Au niveau du logiciel, cette période d'arrêt n'est qu'imparfaitement produite et résulte des tests probabilistes concernant la propagation de chaque fissure.

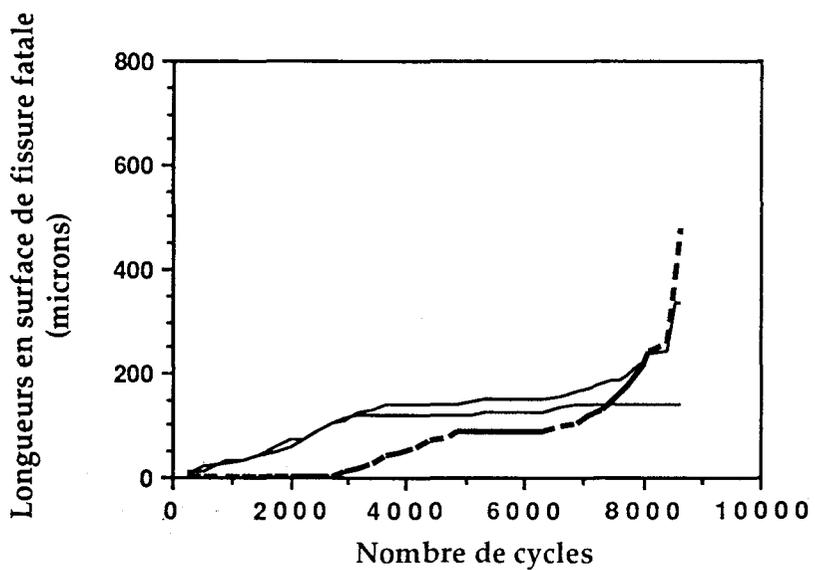
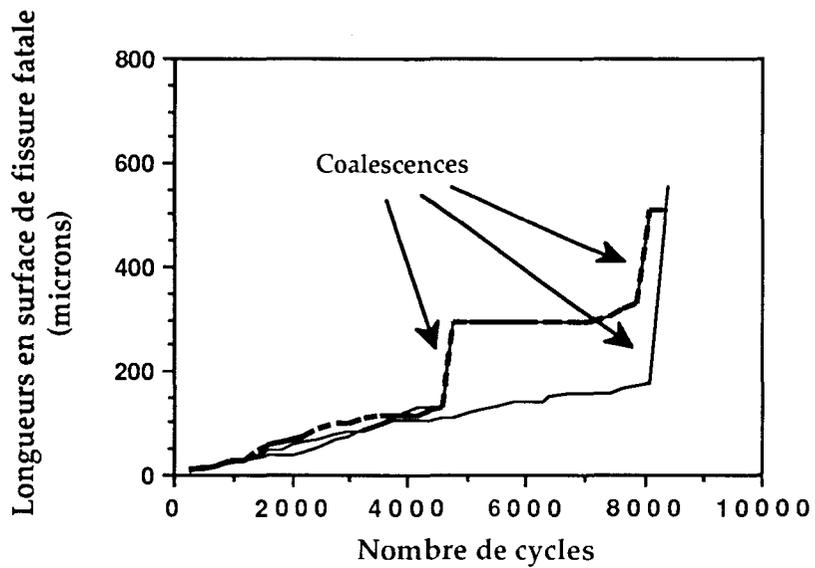


Figure III-19 Comparaison des évolutions simulées des longueurs des fissures fatales à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$. Les courbes sont obtenues en considérant la coalescence (haut) ou en la supprimant (bas).

La coalescence modifie donc le processus de l'endommagement, en produisant plus tôt des fissures longues en surface.

Elle ne modifie pas radicalement les durées de vie simulées en conséquence des périodes d'arrêt plus ou moins longues qui suivent chaque coalescence.

Aux valeurs faibles de la durée de vie, la densité importante de fissures de type I et surtout *la densité relativement importante de fissures de type II rend la fréquence de la coalescence plus élevée.*

Ceci dit, on peut conclure à la vue des résultats que la coalescence est un des mécanismes de l'endommagement, mais qu'il n'apparaît pas être le mécanisme dominant dans le cadre du modèle.

Afin de bien cerner le rôle et l'importance de la coalescence, deux cas sont à considérer:

(i) Le cas de deux fissures de longueur en surface L_1 et L_2 qui coalescent pour produire une nouvelle fissure de longueur en surface L

(ii) le cas d'une fissure de longueur en surface L_1 qui se propage jusqu' à atteindre une longueur en surface L .

Les nombres de cycles consommés dans l'un et l'autre cas diffèrent de plus en plus lorsque, les fissures concernées devenant plus longues, les "sauts de longueurs" deviennent plus importants.

Cependant, le nombre de fissures d'une longueur donnée diminue lorsque l'on choisit des longueurs toujours plus importantes.

Ces deux effets qui accompagnent l'augmentation de longueur des fissures semblent s'équilibrer finalement et relativiser l'importance de la coalescence tout au long de l'évolution des fissures les plus longues et rendre dominant en fin de compte la propagation à la propagation en surface.

Les différences des répartitions en longueur des fissures entre les simulations avec et sans coalescence semblent indiquer que la coalescence favorise très tôt dans le processus de l'endommagement la formation de quelques fissures plus longues. Celles-ci vont évoluer par propagation et coalescence entre elles et avec des fissures moins importantes et vont mener à la rupture finale.

La coalescence est un "effet de nombre pour les fissures" (un nombre de fissures minimum doit exister pour rendre probables et nombreux les cas de coalescence). Il apparaît que dans l'intervalle des densités de fissures obtenues, ce mécanisme ne puisse pas se réaliser de façon importante à l'échelle globale.

En effet, ce sont d'abord les fissures de type II qui coalescent et leur nombre est limité dans le champ d'investigation pendant très longtemps. La somme des densités de fissures de types II et III atteint un peu plus de 20 fissures par mm².

Par contre, et comme l'indiquent plusieurs auteurs [23, 73], des densités locales plus élevées de fissures (Ramade indique une densité locale qui peut être 10 fois plus importante que la moyenne) peuvent rassembler les conditions nécessaires à une coalescence systématique des fissures en présence.

La coalescence ne joue pas un rôle déterminant sur les durées de vie pour le type d'éprouvette et le matériau 316L étudiés dans les conditions des essais simulés (traction-compression)

Cependant, il nous faut conserver à l'esprit la notion de multiplicité de la fissuration : en fait, la croissance des fissures dépend de leur environnement. Même si ce dernier ne donne pas lieu à la coalescence, la vitesse de propagation de chaque fissure est influencée par son environnement exprimé en terme nombre de fissures par le biais d'interactions de déformation plastique.

Une propagation strictement individuelle est rarement observé en fatigue sauf pour des durées de vie supérieures à 500000 cycles pour trouver des conditions d'isolement de chaque fissure par rapport aux autres qui soient significatives. Ce dernier nombre de cycles correspond à une amplitude de déformation plastique inférieure à 4×10^{-4} , en accord avec la prévision donnée par la modélisation numérique. Pour ce niveau de déformation plastique, la simulation fournit une diminution importante des densités de fissures.

Parmi les mécanismes de l'endommagement, nous avons évoqué la coalescence et la vitesse de propagation. Il faut ajouter à la liste le taux de génération de nouvelles fissures.

III-5-e Influence du taux de génération de nouvelles fissures.

Le modèle a été modifié afin de réduire par moitié le taux de génération de nouvelles fissures et estimer l'importance de ce paramètre sur la durée de vie simulée. Dans le modèle et au niveau du test de génération de nouvelles fissures,

une génération sur deux est effectivement prise en compte. Les simulations ont portées sur deux niveaux de déformation plastique; 8×10^{-3} et 4×10^{-3} . Les deux courbes correspondantes de l'évolution des densités des trois types sont rassemblées à la figure III-20.

A $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, $N_{i,sim} = 10900 \pm 100$ cycles (2 simulations) et à 4×10^{-3} , $N_{i,sim} = 16500$ cycles (1 simulation). Les courbes représentant les évolutions des densités avec les écarts-type correspondant sont en annexe de ce chapitre.

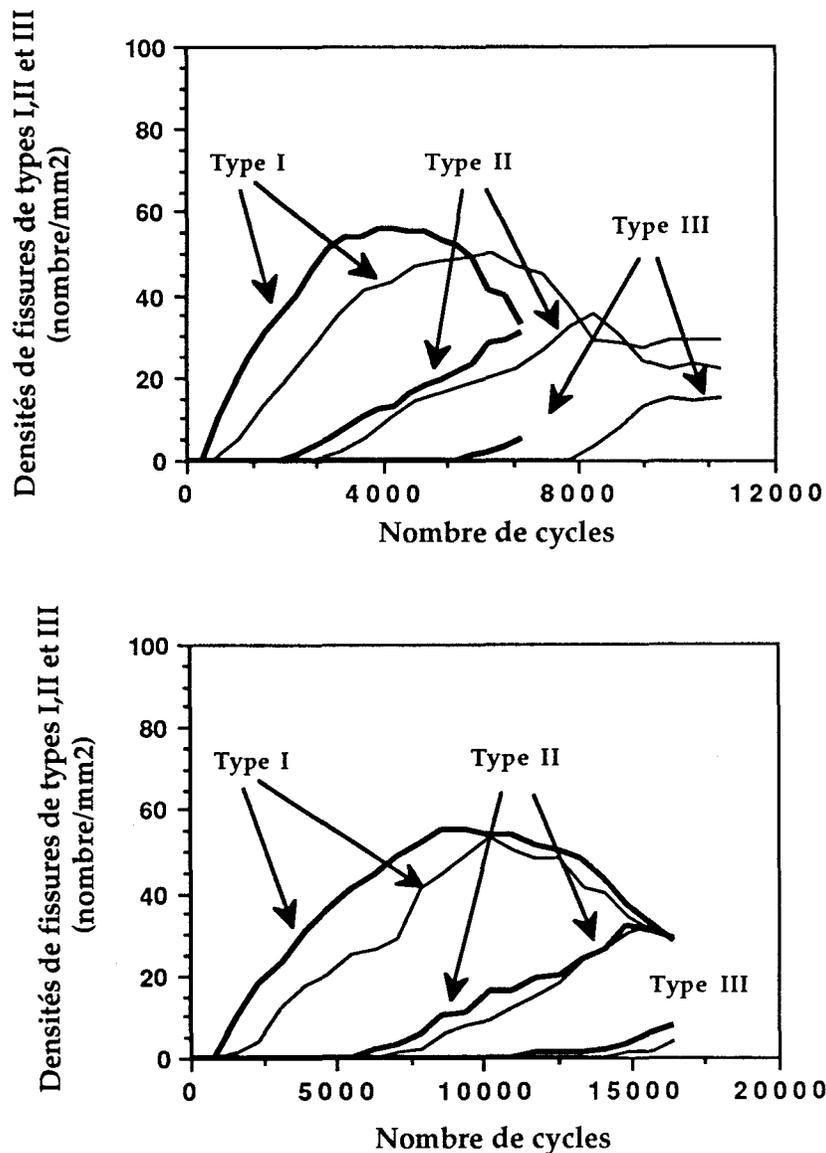


Figure III-20 Evolution simulées des densités des fissures des trois types en fonction du nombre de cycles à $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ (haut) et 4×10^{-3} (bas). Les traits gras correspondent au modèle sans modification et les traits fins à une génération de nouvelles fissures réduite de moitié.

Sur les deux graphes, les densités maximales de fissures de type I subissent une diminution de 5 à 10 fissures par mm^2 . La durée de vie se trouve augmentée de façon importante à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ (passant ainsi en valeur moyenne de 6800 à 10900 cycles), mais ne subit pas de modification à $\Delta\varepsilon_p = 4 \times 10^{-3}$.

La chute de densité de fissures de type I est plus importante de la même manière au niveau de déformation 8×10^{-3} . Ceci s'explique simplement par la durée de vie étendue : La cinétique de transformation des fissures de type I en fissures de type II demeure la même. Cependant, le surplus de cycles favorise un nombre plus important de franchissement des joints de grain. Ainsi, plus de fissures de type I se transforment finalement en fissures de type II. Ceci n'apparaît d'ailleurs pas à $\Delta\varepsilon_p = 4 \times 10^{-3}$.

L'augmentation de durée de vie apparaît d'être à une diminution des densités de fissures de type II.

Si une génération sur deux est effectivement prise en compte au niveau de l'exécution, la pente de la courbe des densités des fissures de type I n'est pas réduite d'un facteur 2. Ceci s'explique par le mode de calcul des nombres équivalents de cycles. Il correspond au rapport des variations de toutes les longueurs des fissures de type I à la surface ramenée au nombre de toutes les fissures de type I. Dès lors, l'effet d'une diminution du nombre de fissures de type I est noyé en quelque sorte dans la moyenne ainsi calculée. Cet effet apparaît plus important au niveau de déformation plastique 8×10^{-3} .

Plus la vitesse de propagation à la surface est faible et moins l'influence du taux de génération des fissures de type I semble marquée.

La formation des fissures de type III semble être nettement retardée à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$. Ce retard s'explique par la diminution relative des hétérogénéités de densité locale. La diminution du taux de génération réduit aussi sur la surface simulée les possibilités d'existence d'hétérogénéité locale des densités.

En conclusion, la génération de nouvelles fissures apparaît jouer un rôle plus important aux niveaux de déformation plastique pour lesquels la coalescence intervient.

Le taux de génération n'est pas directement influant, mais est à la base de la fissuration. Aussi, par simple effet de nombre de fissures générées, la fréquence de

fissures qui se trouvent orientées favorablement aux joints de grain doit augmenter.

Cet effet doit en fin de compte influencer sur la rapidité de formation de fissures de type II et III, et aussi sur leurs nombres. C'est dans ce sens que le taux de génération doit intervenir sur la durée de vie des éprouvettes.

Analysons maintenant l'influence de la vitesse de fissuration des fissures de type I. Pour ceci, nous utilisons les variations expérimentales des populations de fissures à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et 8×10^{-4} , dans des conditions de corrosion en milieux aqueux salins.

III-5-f Influence de la vitesse de fissuration à la surface : effet d'environnement.

Les courbes expérimentales des évolutions des densités de fissures sont présentées à la figure III-21, pour les essais de corrosion. Le milieu corrosif correspondant est une solution aqueuse de chlorure de sodium (3,5 %). Les essais sont faits à potentiel libre sous condition de dissolution anodique.

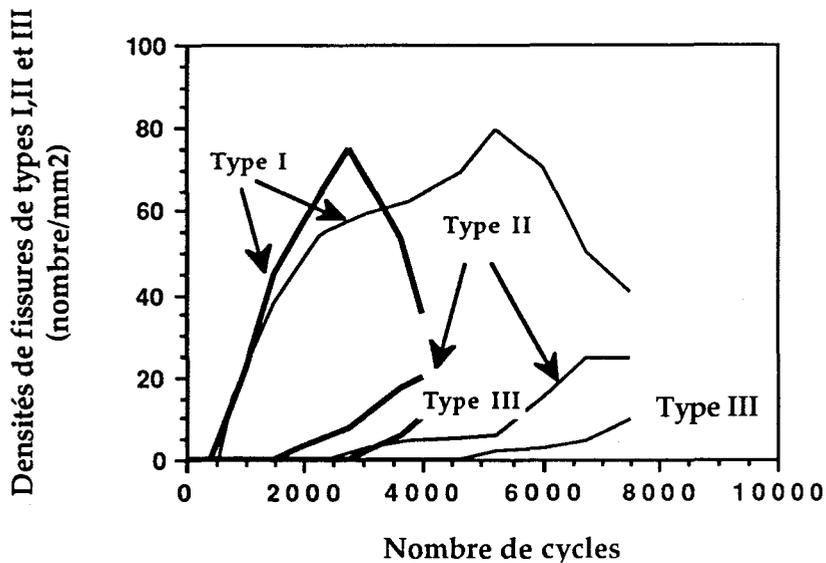


Figure III-21 Evolutions expérimentales des densités des fissures des trois types en fonction de nombre de cycles à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$. Les traits fins correspondent aux essais à l'air et les traits gras aux essais en milieu aqueux salin.

Ces courbes ont globalement l'allure observée lors des essais faits à l'air. Plusieurs éléments semblent cependant diverger:

- (i) une densité maximale des fissures de type I atteinte plus vite en milieu corrosif.
- (ii) un taux de génération des fissures de type I plus important en milieu corrosif
- (iii) une formation plus rapide des fissures de type II et III en milieu corrosif
- (iv) une densité maximale et finale de fissures de type II inférieure en milieu corrosif
- (v) une durée de vie réduite par moitié en milieu corrosif

Pour le modèle, seuls deux paramètres sont donc modifiés :

- (i) la vitesse de fissuration des fissures de type I est augmentée d'un facteur 1,5. Cette valeur correspond sur les courbes à la diminution du nombre de cycles pour passer de fissures de type I aux types II.
- (ii) la densité de fissures de type II qui correspond au changement de régime d'endommagement est diminuée d'un facteur 2/3.

Les courbes obtenues par la modélisation numérique sont présentées en page suivante. Elles résultent d'une moyenne effectuée à partir de 5 simulations. L'adéquation avec les données expérimentales est particulièrement satisfaisante. Elle permet de mettre en lumière cet effet de la vitesse de propagation des fissures, mais également ce qui se produit pour le matériau plongé dans un milieu salin.

Cette interprétation de la fatigue-corrosion du 316 L en milieu NaCl sous potentiel libre par un accroissement de la vitesse de propagation en surface des fissures de type I est tout à fait original.

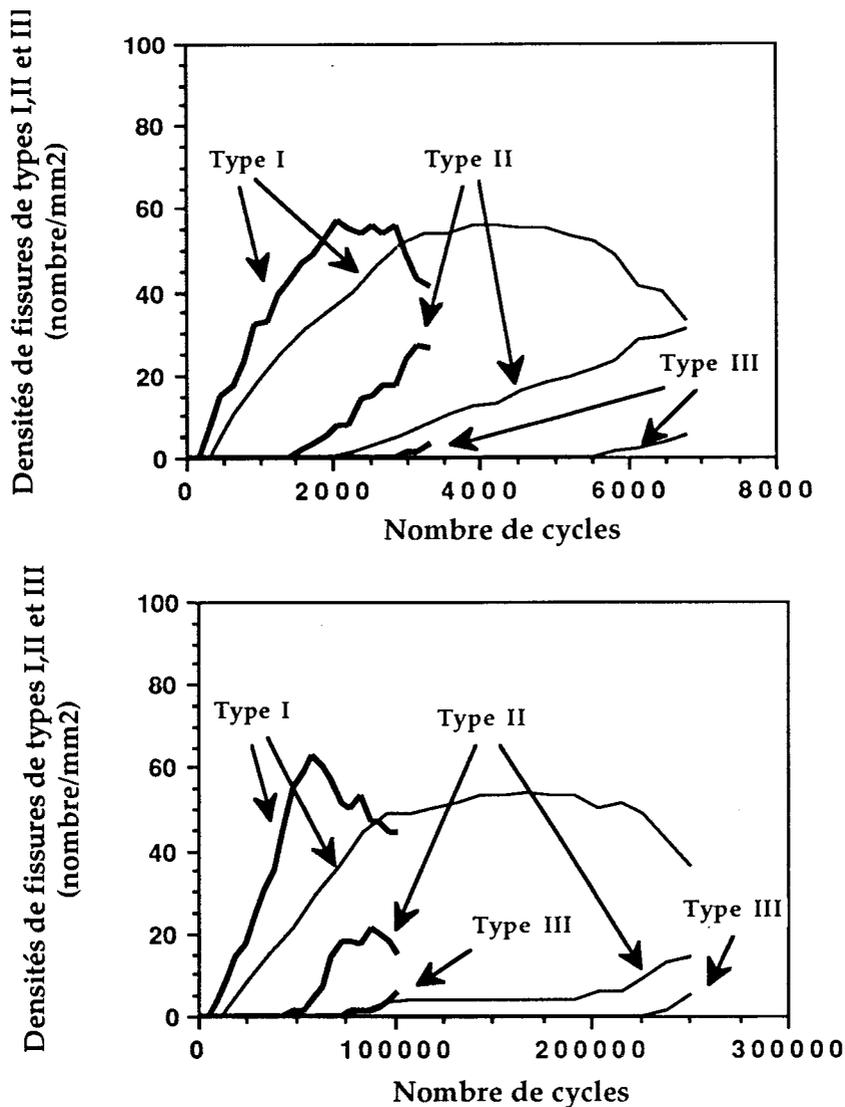


Figure III-22 Evolutions simulées des densités des fissures des trois types en fonction du nombre de cycles à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ (haut) et 8×10^{-4} (bas). Les traits gras correspondent au modèle sans modification et les traits fins à une vitesse de propagation des fissures de type I accrue de 50 %.

Reprenons un à un les cinq points de différence qui apparaissent entre les courbes pour les essais à l'air et en milieu salin.

(i) La première différence observée concerne la densité maximale de fissures de type I.

Le seuil de génération de fissures de type I n'a pas été modifié dans le logiciel.

Ceci indique que l'évolution du nombre de fissures de type I reste globalement la même entre l'air et le milieu salin en pourcentage de durée de vie réduite.

Le matériau 316L semble se caractériser par un taux de génération de nouvelles fissures qui est constant pour chaque niveau de déformation plastique si on le compare aux durées de vie réduites $N/N_{i,sim}$.

La vitesse de propagation en surface des fissures est plus importante.

La densité maximale de fissures de type I est donc atteinte plus vite (en se référant aux nombres de cycles consommés à l'air et en milieu corrosif).

La génération des fissures de type I reste globalement la même à l'air et en milieu salin et semble, dans ce cas, liée au matériau 316L et aux conditions de sollicitation de traction-compression.

(ii) Le second point (taux de génération plus important) est un effet artificiel dû à l'augmentation de vitesse de propagation des fissures de type I. Aussi, la pente de la courbe de densités des fissures de type I est plus grande pendant la seconde phase de l'endommagement (génération de fissures de type I à la surface de l'éprouvette écrouie), mais simplement en conséquence de la vitesse de fissuration des types I.

(iii) Le troisième point a été à la base de la modification du modèle et n'est pas rediscuté ici.

(iv) Le quatrième point (densités de fissures de type II et III inférieures) s'explique par la cinétique d'une part, et par le milieu corrosif d'autre part. La corrosion se localise très rapidement au niveau des fissures de type I et II et doit écourter finalement le stade I, au profit d'une propagation en mode d'ouverture de fissure et également accélérer le franchissement du joint de grain.

L'effet cinétique doit tenir à ceci et au fait que les fissures les plus longues doivent réunir plus vite les conditions nécessaires à leur propagation (la déformation plastique surtout, la corrosion doit être plus influente au niveau des fissures de type I et II. Les fissures de type III doivent être influencées plus par des paramètres mécaniques).

(v) Enfin, la durée de vie écourtée d'un facteur d'environ 2 résulte de la vitesse de fissuration en surface accrue de 50 %.

La durée de vie pour une amplitude de déformation apparaît nettement dépendante de la vitesse de fissuration en surface, elle-même sous influence directe de l'environnement des éprouvettes.

La répartition surface/volume de la propagation des fissures dans le cas du 316L sollicité en traction-compression semble expliquer l'influence importante de l'environnement sur la durée de vie en fatigue.

Les essais de corrosion et leurs simulations nous ont permis de mieux comprendre l'effet de la vitesse de fissuration en surface des fissures de type I. Celle-ci semble ainsi être un paramètre très important dans le processus de l'endommagement. Il faut remarquer que, dans ce cas particulier, les mécanismes de la corrosion sont responsables de cette augmentation des vitesses de propagation des fissures de types I et II.

Remarquons ici que nous avons supposé encore que les résultats des simulations n'intéressent que les 95 derniers pour-cents de la durée de vie réduite $N/N_{i,sim}$. La même proportion (5 %) de la durée de vie sépare le début de l'essai de la formation des premières fissures.

Ceci correspond encore à moins de 200 cycles pour les essais de corrosion, à comparer aux 400 cycles nécessaires pour les essais à l'air. Les résultats expérimentaux de Ramade fournissent au contraire un même nombre de cycles pour l'intervalle correspondant à la génération des premières fissures.

Le résultat de Ramade indique donc que la génération des premières fissures de type I dépend des conditions mécaniques de l'essai. Pour notre part, nous considérons que la corrosion doit favoriser la précocité de l'apparition des premières fissures.

Il est difficile de vérifier cette hypothèse expérimentalement puisqu'elle ne modifie pas de façon sérieuse la simulation de l'essai en milieu corrosif.

Un second type d'essai nous permet d'analyser un peu plus le rôle de la vitesse de propagation, mais aussi l'effet de l'environnement qui est responsable, comme nous venons de le voir avec une solution saline, de la variation de vitesse (pour un même matériau et dans les mêmes conditions mécaniques d'essais).

Des essais sous vide sont maintenant comparés aux essais à l'air. La figure III-23 rassemble les évolutions comparées des densités des trois types de fissures à l'air et sous vide pour une amplitude de déformation plastique de 8×10^{-3} .

En se référant aux essais à l'air, les différences importantes existant entre les courbes expérimentales sont :

- (i) une évolution ralentie des densités de fissures de type I
- (ii) l'absence de décroissance de ces densités à la fin des essais
- (iii) une formation tardive des fissures de type II
- (iv) le doublement du taux de génération des fissures de type I après la formation des fissures de type II
- (v) la quasi-absence de fissures de type III jusqu'au terme des essais.
- (vi) une densité finale de fissures de type I qui coïncide avec la densité maximale.

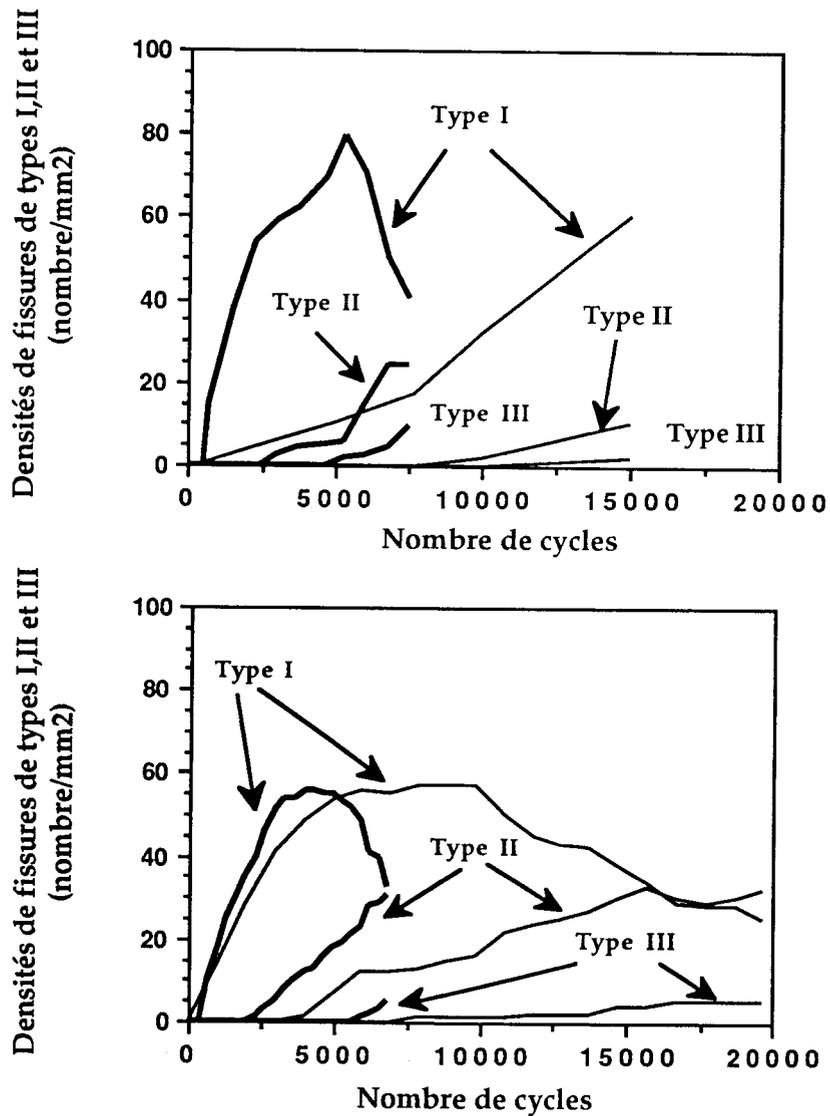


Figure III-23 Essais sous vide . Evolution expérimentale (haut) et simulée (bas) des densités de fissures des trois types en fonction de la durée de vie réduite $N/N_{i,sim}$. $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$.

La seule modification que l'on choisit de faire subir au modèle est la variation de la vitesse de propagation des fissures de type I : Leur vitesse est diminuée par un facteur 4. Ceci correspond à un accroissement par un facteur 4 de la période qui sépare la génération des premières fissures de type I de la formation des premières fissures de type II, lorsque l'on passe d'un essai à l'air à un essai dans le vide (la vitesse moyenne calculée à partir du graphe donne, sous vide, une vitesse moyenne de $7,1 \times 10^{-9}$ m/cycle pour les fissures de type I et une vitesse de 27×10^{-9} m/cycle à l'air).

La durée de vie simulée ne correspond pas à la durée expérimentale (la simulation fournit plus de 20000 cycles au lieu des 15000 trouvés pour l'expérience). Les évolutions simulées des densités de fissures ne correspondent pas non plus à l'expérience.

Il semble en fait que le taux de génération de nouvelles fissures soit considérablement diminué sur l'éprouvette vierge lorsque l'on passe aux essais sous vide. En outre, ce taux de génération fait plus que doubler encore après la formation des fissures de type II. Ceci s'oppose radicalement au choix d'hypothèses faites pour l'élaboration du modèle.

Aucune diminution terminale des populations de fissures de type I n'est observée sous vide. Ceci indique qu'à nul moment, n'est atteint un régime correspondant à une accélération globale de l'endommagement : les mécanismes sont donc totalement différents.

Le joint de grain doit représenter d'un bout à l'autre de l'essai une barrière efficace qui bloque la grande majorité des fissures de type I, et ralentit de la même manière la progression des fissures de type II. Cet effet se traduit par une population finale de fissures de type II diminuée par moitié.

D'autre part, les données expérimentales ne laissent apparaître à la fin de l'essai (dernière centaine de cycles), que quelques rares fissures de type III (2 par mm^2).

Les fissures de type III étant les seules à se propager dans le volume des éprouvettes, nous en déduisons que *sur la presque totalité de la durée de vie sous vide l'endommagement est localisé à la surface*.

L'inadéquation entre résultats simulés et expérimentaux semble donc s'expliquer par un processus d'endommagement radicalement différent entre les essais à l'air et les essais dans le vide.

L'effet direct de ceci est de ralentir globalement le processus de formation des différents types de fissures et même, semble-t-il, de supprimer quasiment la formation des fissures de type III, ou de la réduire à un minimum.

La vitesse de propagation des fissures de type I, considérablement ralentie, résulte de l'effet du vide, ou plutôt de l'absence de l'air. La déformation plastique sous vide s'organise différemment : les bandes de glissement sont fines mais elles sont aussi nombreuses. En ce sens, la déformation plastique est répartie de façon plus homogène. La cinétique globale de formation des fissures de types I et II est ralentie par le fait de cette homogénéité plus importante du glissement à la surface de l'éprouvette sollicitée sous vide. La génération tout comme la propagation en surface s'en trouve affectée.

Ceci nous fournit l'une des raisons de l'inadéquation existant entre les résultats expérimentaux et les résultats simulés. Le modèle suppose une hétérogénéité marquée du glissement et de la génération de fissures.

Il y a une autre caractéristique expérimentale qui va à l'encontre des hypothèses du modèle : l'augmentation du taux de génération de fissures de type I après la formation des fissures de type II. Ceci correspond au nombre plus important de bandes de glissement intenses présentes à la surface.

La conclusion indiquée par les comparaisons dans ce paragraphe est : la vitesse de fissuration en surface, conséquence de l'amplitude de déformation plastique mais aussi de l'environnement, apparaît jouer un rôle déterminant sur les évolutions des densités de fissures et la durée de vie des éprouvettes.

Avant d'aborder l'analyse de l'endommagement cumulé par le biais des densités de fissures en surface et les mécanismes de fissuration en surface, nous proposons d'effectuer une synthèse des conclusions sur les mécanismes mis en lumière.

III-5-g Premières conclusions sur les mécanismes régissant les processus de l'endommagement.

Les résultats précédents suggèrent un même type d'endommagement à l'air et en corrosion aqueuse à potentiel libre au terme des essais.

En effet, si le processus global qui conduit au stade final d'endommagement diffère, la rupture correspond à la formation d'une densité approximativement constante de fissures de type III et de quelques fissures de longueur en surface supérieure à 500 μm .

La dynamique de l'endommagement diffère bien d'un niveau de déformation plastique à l'autre, mais de part la cinétique de développement des fissures présentes.

Cette cinétique va dépendre de l'efficacité des joints de grain ou d'autres barrières microstructurales à ralentir, voire arrêter, la propagation des fissures. La cinétique dépend en outre bien évidemment, pour un matériau donné, de la quantité d'énergie plastique disponible pour la propagation des fissures, soit encore de l'amplitude de déformation plastique.

Concernant cette énergie de déformation plastique, sa distribution va s'organiser en fonction de la répartition en longueur des fissures et du niveau de déformation plastique.

Si l'on compare ainsi les amplitudes $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$, les fissures d'une longueur de plus de 50 μm sont rares pendant presque toute la durée de vie à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$: les quelques fissures dépassant en surface cette longueur vont concentrer la déformation plastique et donc l'énergie plastique nécessaire à leur croissance très tôt. Elles provoquent ainsi une période de "stagnation" dans la formation de fissures de type II.

Les fissures de type I continuent à se former pendant cette période, mais à un taux réduit d'un facteur 3 en moyenne. A $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, la déformation plastique se répartit de façon plus homogène et le taux de formation des fissures de type II est constant globalement. La période de stagnation n'a pas lieu à ce niveau de déformation plastique.

Si l'on s'intéresse aux déformations plastiques plus importantes, le schéma suivi est le même.

La cinétique du développement des fissures les plus longues est toutefois la plus rapide et domine donc la progression de l'endommagement.

Dans l'ensemble, trois phases se dégagent et correspondent à la progression de l'endommagement;

(i) une phase où les fissures de type I se forment et sont les seules présentes à la surface.

(ii) une phase correspondant au développement des fissures de type II. La localisation partielle au niveau de ce type de fissures amène une diminution du taux de génération de nouvelles fissures. Quelques fissures de type III se forment déjà à ce stade pour les amplitudes fortes de déformation plastique.

(iii) une phase de progression accélérée de l'endommagement : la densité de fissures de type I diminue de façon significative, les densités de fissures de type II et III augmentent rapidement.

Suivant la cinétique de formation des fissures les plus longues, ce schéma moyen subit des modifications, notamment aux limites de la gamme de déformation plastique investie par simulation.

Coalescence et taux de génération de nouvelles fissures semblent avoir un effet limité si l'on s'y intéresse séparément, mais l'expérience implique une synergie entre ces deux paramètres, ainsi qu'avec la vitesse de propagation des fissures courtes. Cependant, le rôle de la coalescence comme du taux de génération apparaît comme un effet de "catalyse" pour la formation des fissures les plus longues. Comme nous l'avons vu par les simulations, supprimer l'une ou réduire l'importance de l'autre retarde la formation des fissures de type III en raréfiant (de manière numérique) les situations favorables de propagation.

Un résultat important du modèle, évoqué d'ailleurs déjà plus longuement au chapitre II, est "l'effet de nombre".

L'importance du nombre (densité de fissures) a été mis en lumière par les modifications sur la coalescence et le taux de génération. L'évolution chaotique de la surface se trouve peu à peu (et plus ou moins rapidement) finalisée et ordonnée vers la production de quelques fissures à même de causer la rupture des éprouvettes.

Si un certain ordre, sous-jacent finalement au système des fissures, apparaît tôt dans le domaine de l'endurance limitée (là où les fissures responsables de la

destruction d'une éprouvette se forment vite), il demeure inexprimé longtemps dans le domaine oligocyclique (beaucoup de fissures ont longtemps le même ordre de longueur).

Nous allons maintenant nous intéresser à l'interaction de deux stades de l'endommagement produit à deux niveaux de déformation plastique différents. Le cadre de cet analyse est constitué par des essais d'endommagement cumulé à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$.

III-5-h Simulation de l'endommagement cumulé à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ et à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$.

L'endommagement cumulé est ici analysé sous l'angle séquentiel. Un certain nombre de cycles est effectué à une amplitude de déformation plastique, puis un second niveau de déformation plastique est appliqué jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

L'analyse de l'endommagement se fait par l'intermédiaire des populations de fissures générées durant la première séquence du cyclage.

Différents régimes d'accumulation de l'endommagement sont atteints lors du changement de niveau de déformation en fonction des densités de fissures formées.

Passer d'un niveau de déformation à un autre amène donc à régresser ou à progresser dans l'évolution respective de l'endommagement.

La progression de l'endommagement ne se fait pas linéairement aux différentes valeurs de la déformation plastique : si 50 % de la durée de vie réduite sont nécessaires à un niveau pour former une répartition donnée de fissures, la correspondance est généralement différente au second niveau de déformation pour atteindre la même répartition.

Aussi, les durées de vie résiduelles ne correspondent pas pour des séquences symétriques de cyclage (niveau haut de déformation plastique vers un niveau bas et inversement).

Ceci est d'ailleurs d'autant plus vrai que les deux niveaux de déformation plastique sont éloignés.

Les courbes expérimentales présentant la durée de vie résiduelle en fonction de la durée du cyclage au premier niveau de déformation sont présentées à la figure III-24.

Il apparaît nettement que les courbes ne correspondent pas à l'hypothèse d'une équivalence linéaire de l'endommagement entre des amplitudes de déformation plastique différentes.

En fait, deux phases semblent exister de façon plus ou moins claire :

(i) un premier plateau pour lequel la première séquence du cyclage n'a pas ou peu d'influence sur la vie résiduelle. Celle-ci correspond alors à la durée de vie observée pour les essais à un seul niveau de déformation.

Ce stade est plus important lorsque la première séquence est effectuée à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$. La génération de fissures, plus rare à ce niveau, ne change pas de façon importante l'état de l'éprouvette. Dans tous les cas, les fissures sont générées très rapidement à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ (par référence au nombre de cycles) et il faut une densité suffisante de fissures préalablement formées à 8×10^{-4} pour affecter la durée de vie résiduelle à 8×10^{-3} .

La courbe expérimentale correspondante de la figure III-24 montre une chute de la vie résiduelle à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ consécutive à la formation d'une densité d'environ 35 fissures de type I par mm^2 à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$.

Par contre, la succession inverse des séquences (de 8×10^{-3} à 8×10^{-4}) laisse apparaître aussitôt l'application d'une première séquence à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ un effet endommageant effectif au changement suivant de niveau de déformation.

(ii) un chute plus ou moins marquée correspondant à la formation des fissures de type II. La diminution de la durée de vie au second niveau est d'autant plus importante qu'une densité élevée de fissures de type II s'est formée au premier.

Lorsque les fissures de type III se forment enfin, la durée de vie résiduelle correspond de façon approximative à leur progression jusqu'à une taille critique annonçant la rupture.

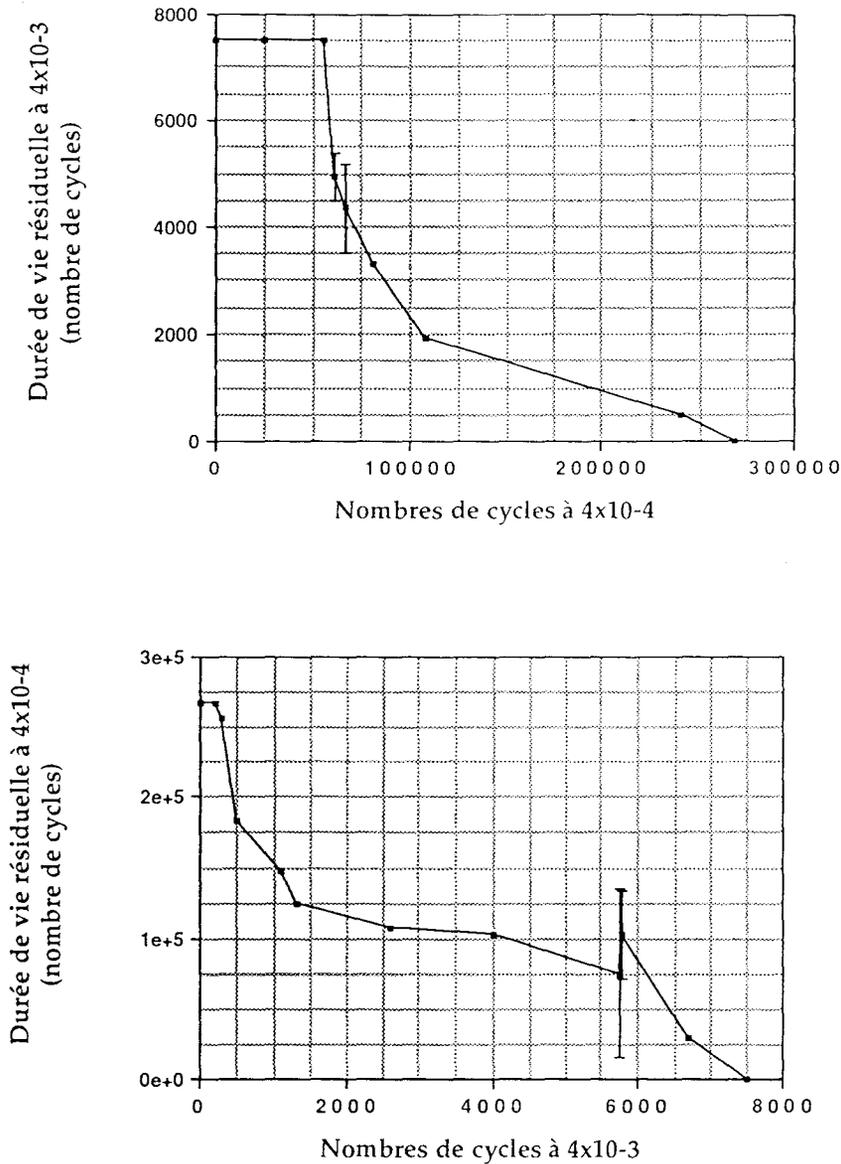


Figure III-24 Evolutions expérimentales de la durée de vie résiduelle à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ en fonction du nombre de cycles effectués à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ (courbe du haut) et à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ en fonction du nombre de cycles effectués à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ (courbe du bas) [23].

Ces courbes sont à comparer à celles simulées rassemblées à la figure III-25.

Le modèle reproduit ces évolutions et nous permet de les détailler en terme de type de fissures formées et de régime d'accumulation de l'endommagement atteint.

Il apparaît une plus grande dispersion des résultats simulés lorsque le changement de niveau de déformation plastique se fait dans la première phase de la progression

de l'endommagement au premier niveau de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p=8\times 10^{-3}$. (phase de génération des fissures de type I : de 5 à 30 % de la durée de vie réduite).

En outre, une dispersion importante est obtenue lorsque le changement se fait dans la seconde phase de l'endommagement développé d'abord à $\Delta\varepsilon_p=8\times 10^{-4}$. (les premières fissures de type II sont déjà formées au niveau bas de déformation plastique et la densité critique de fissures de type II à ce niveau peut avoir déjà été atteinte).

Cette réponse de la modélisation numérique se comprend mieux si l'on détaille les effets des densités des fissures de types I et II.

La première phase de l'endommagement conduit rapidement à environ 50 fissures de type I par mm^2 à $\Delta\varepsilon_p=8\times 10^{-3}$.

Toutefois, selon les simulations, les fissures de type I peuvent se propager plus ou moins facilement à travers les grains voisins et produire un nombre plus ou moins grand de fissures de type II.

Rappelons ici que la densité de fissures de type II est importante pour la modélisation : aussitôt une densité critique de fissures de type II atteinte, la dernière phase d'endommagement accélérée est engagée.

Aussi, lorsque l'on passe du niveau de déformation plastique haut vers le niveau bas (de 8×10^{-3} à 8×10^{-4}), plus le nombre de fissures de type I (susceptibles de se transformer rapidement en fissures de type II) en situation favorable de propagation est grand, et plus la dernière phase de l'endommagement est engagée rapidement. Ceci diminue en conséquence la durée de vie résiduelle au second niveau de déformation plastique.

La probabilité d'atteindre le nombre critique au niveau bas dépend du nombre de fissures de type I formées au niveau haut, mais aussi de la situation de chaque fissure. Pour chaque simulation le nombre de situations favorables de propagation varie et la vie résiduelle au niveau bas est donc dispersée.

Lorsque un nombre suffisant de fissures de type II est formé à niveau haut, l'endommagement accéléré est engagé immédiatement lorsque le niveau de déformation plastique bas est appliqué.

Quant à la succession niveau bas vers niveau haut, une dispersion plus importante accompagne le changement de niveau de déformation plastique lorsque la seconde phase de l'endommagement est atteinte.

Ceci est dû à la dispersion des densités de fissures formées après un même nombre de cycles et pour différentes simulations au niveau bas.

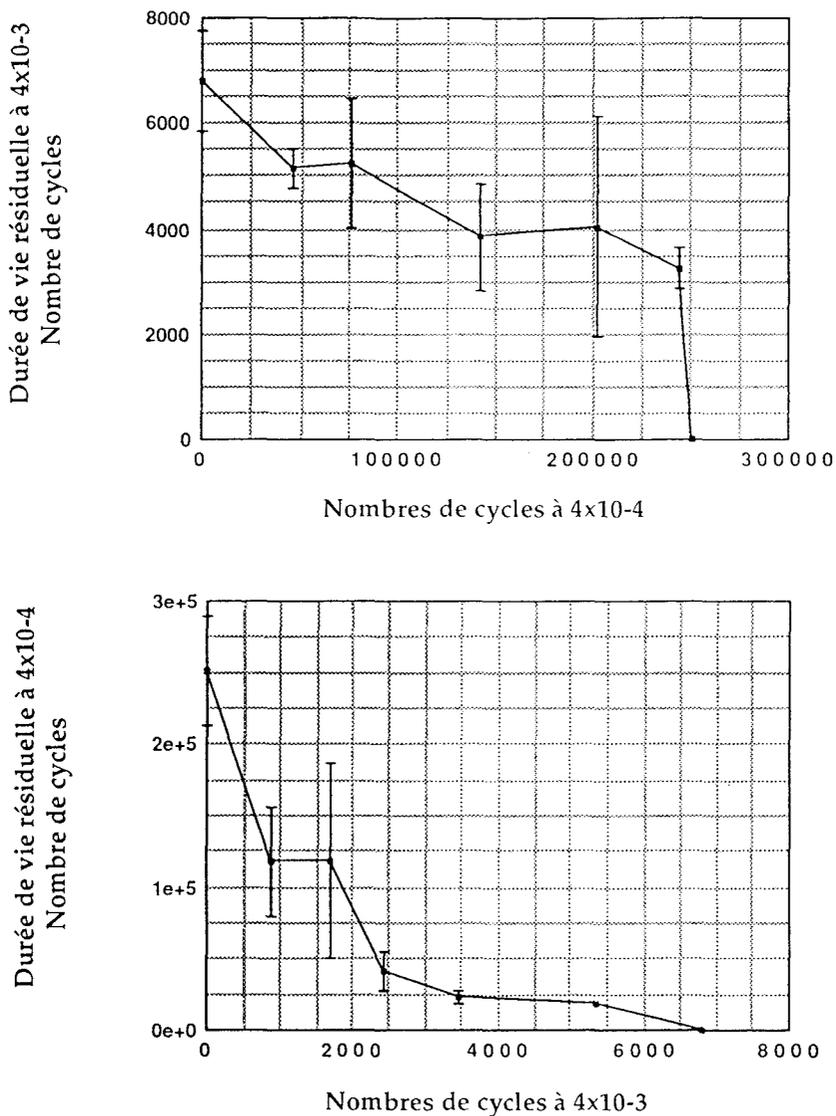


Figure III-25 Evolutions simulées de la durée de vie résiduelle à $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ en fonction du nombre de cycles effectués à $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ (courbe du haut) et à $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ en fonction du nombre de cycles effectués à $\Delta \epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ (courbe du bas) [23].

La correspondance avec les courbes expérimentales est meilleure pour un endommagement cumulé du niveau haut vers le niveau bas.

Cependant, comme cela a été signalé plus haut, la dispersion des résultats simulés est plus importante.

La raison doit en être trouvée dans la densité critique de fissure de type II. Elle est d'une vingtaine de fissures de type II par mm^2 au niveau haut, mais seulement de 5 ou 6 fissures de type II par mm^2 au niveau bas.

Si l'on s'intéresse à la formation des fissures de type II à bas niveau, on s'aperçoit que la modélisation reproduit l'effet de "stagnation" observé sur les courbes expérimentales. Ainsi, sur une période assez longue de la durée de vie, peu de fissures de type II se forment au niveau bas de déformation plastique. Il en résulte ce plateau dans la durée de vie résiduelle à haut niveau.

Le nombre de fissures de type II augmente rapidement dans les derniers 20 % de la durée de vie réduite à bas niveau. Lorsque le changement d'amplitude de déformation plastique s'effectue dans ces 20 derniers pour-cents, la durée de vie résiduelle au niveau haut chute rapidement.

Les courbes III-26 et III-27 présentent les durées de vie résiduelle au second niveau de déformation plastique en fonction du nombre de fissures formées au premier niveau. Pour les simulations, nous avons pu détailler les fissures formées au premier niveau en types I et II.

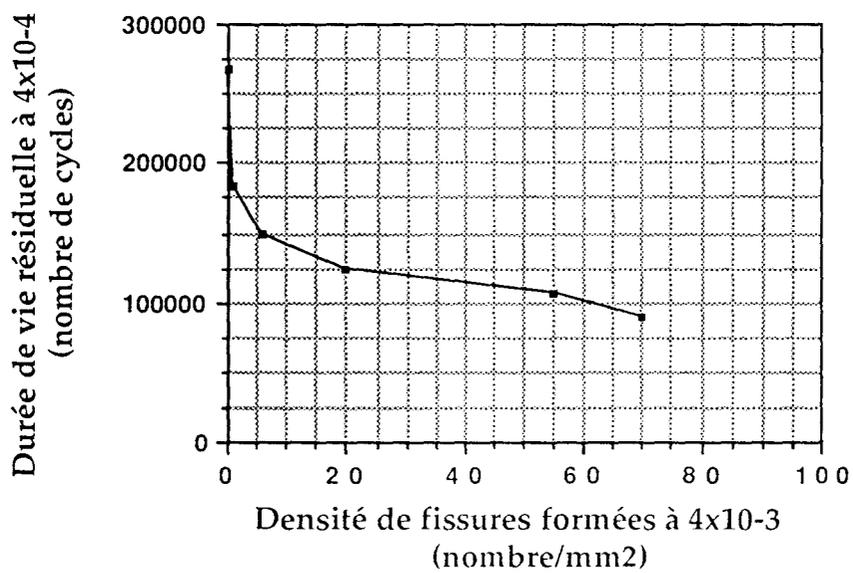
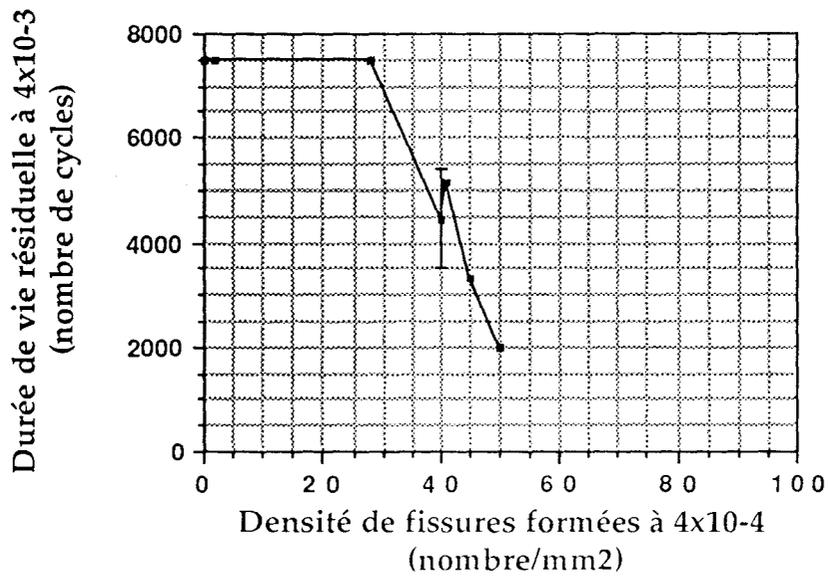


Figure III-26 Endommagement cumulé. Evolutions expérimentales des durées de vie résiduelle en fonction de la densité totale de fissures formées à un niveau de déformation plastique [23].

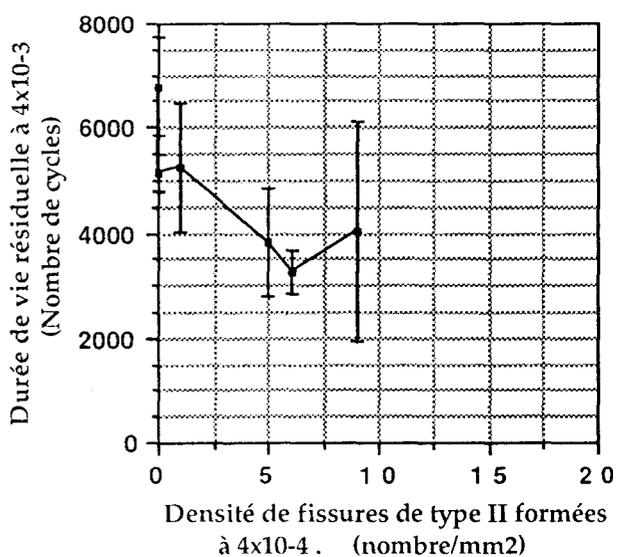
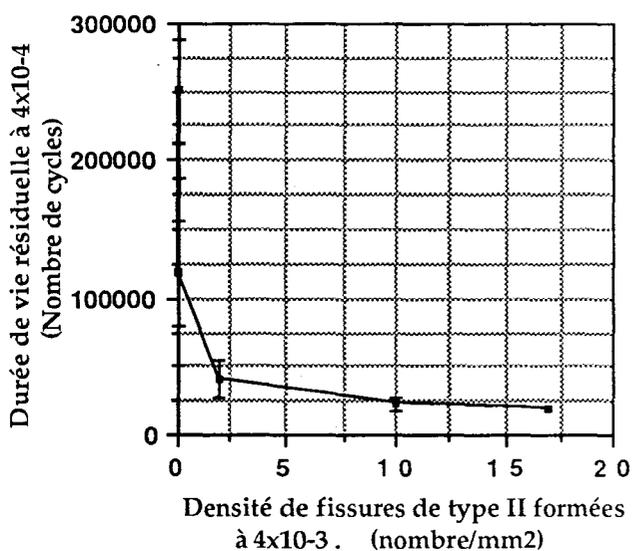
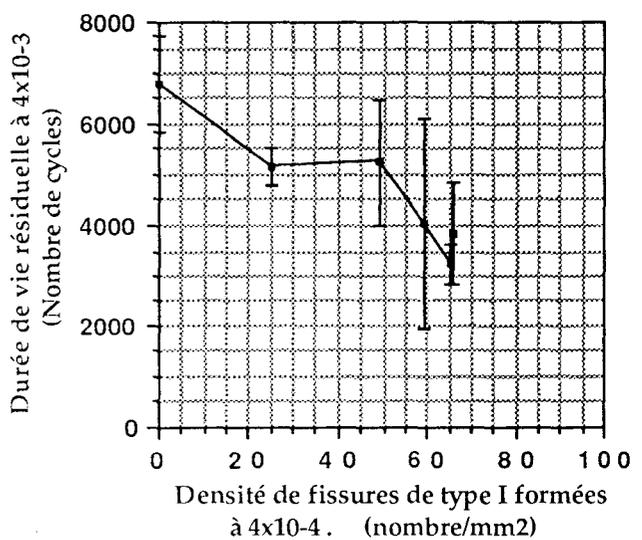
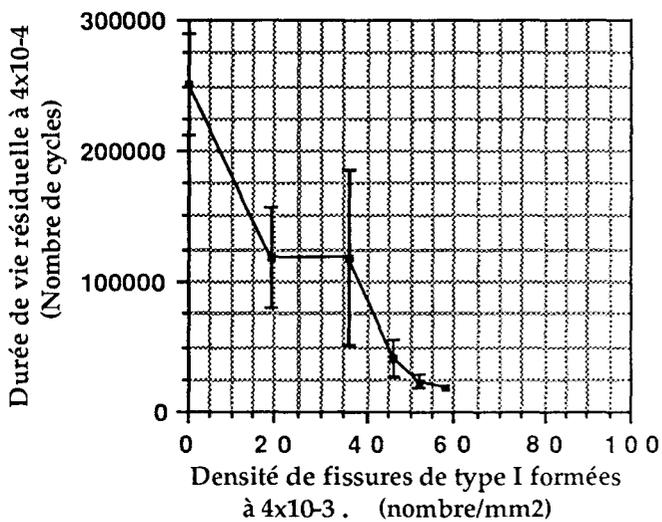
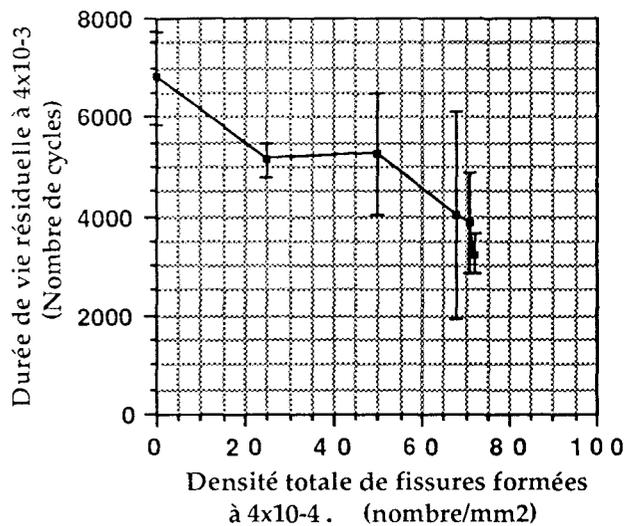
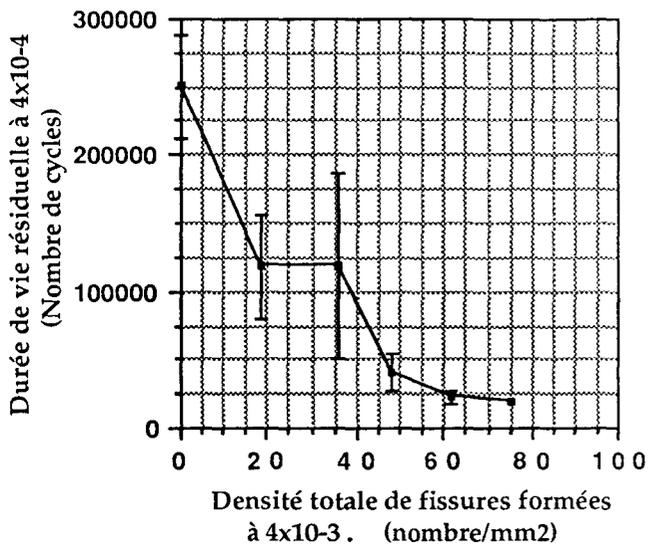


Figure III-27 Endommagement cumulé. Evolutions simulées des durées de vie résiduelle en fonction de la densité totale de fissures formées au premier niveau de déformation plastique. Détails des densités des fissures de types I et II.

L'accord entre les courbes expérimentales et simulées en ce qui concerne l'influence des densités totales de fissures formées au premier niveau est satisfaisant.

Analyse de l'effet de chacun des types de fissures sur la vie résiduelle à bas niveau.

Les fissures de type I formées à haut niveau réduisent rapidement la durée de vie résiduelle en la faisant passer de 250000 cycles en moyenne à 120000 cycles.

Lorsque 35 à 40 fissures de type I par mm^2 ont été générées à haut niveau, quelques unes d'entre elles se transforment en fissures de type II.

L'effet est alors immédiat : la durée de vie résiduelle chute rapidement à quelques 30000 cycles, ce qui est le nombre de cycles nécessaires à la formation d'une fissure de plus de 500 μm dans le cas de la modélisation numérique.

Ce nombre de cycles est plus élevé pour une simulation effectuée entièrement à bas niveau. La réduction correspondante de ce nombre est due à la densité plus importante de fissures de plus de 100 μm , formées à haut niveau.

Analyse de l'effet de chacun des types de fissures sur la vie résiduelle à haut niveau.

L'accord entre simulation et expérience est ici moins bon, avec, comme précisé plus haut, une dispersion plus importante des résultats. Les simulations, comme l'expérience, présentent un cumul non linéaire de l'endommagement.

Il n'y a pas d'estimation de l'erreur, sur les courbes expérimentales.

La cause de l'inadéquation entre les résultats de notre modélisation et les résultats expérimentaux doit être trouvée dans la relative simplicité du critère choisi pour passer d'une évolution lente de l'endommagement à une détérioration accélérée du matériau.

En outre, la proportion de grains plastifiés est calculée par rapport à la première amplitude de déformation plastique. Cette proportion n'est pas modifiée en accord avec la valeur de la seconde amplitude de déformation plastique (lorsque l'on passe d'un niveau de déformation plastique à l'autre, les proportions de grains plastifiés peuvent augmenter par exemple).

Si il est raisonnable de ne pas réduire la proportion de grains plastifiés pour un changement du niveau haut au niveau bas, il n'est pas valable de le laisser à 60 % (proportion de grains plastifiés à bas niveau) pour le changement inverse.

Cette remarque peut expliquer en partie la corrélation moins bonne des résultats simulés et expérimentaux.

La modélisation reproduit cependant bien la différence d'endommagement de la surface survenant à haut niveau de déformation plastique et celle survenant à un niveau 10 fois inférieur.

Les répartitions de longueur en surface obtenues à l'un et à l'autre des niveaux ne sont pas comparables. En effet, il n'est pas possible de trouver à un moment d'un essai à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$ une répartition des longueurs correspondant à celle obtenue à un moment d'un essai à $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-4}$. (et réciproquement).

Dés lors, les endommagements ne peuvent être équivalents : la non-linéarité du cumul en est une conséquence.

III-6 CONCLUSION SUR LES MECANISMES DE L'ENDOMMAGEMENT ET L'ACCUMULATION DE L'ENDOMMAGEMENT

Trois mécanismes de l'endommagement de l'acier 316 L ont été distingués

(i) la génération de fissures : le taux de génération apparaît lié au matériau lui-même. La modélisation numérique permet de dissocier ce taux de la vitesse de propagation des fissures.

Nous avons fait l'hypothèse d'un taux constant de génération de fissure de type I en se basant sur l'évolution expérimentale des densités de fissures de type I exprimées en fonction du pourcentage de durée de vie réduite.

Le bon accord obtenu entre simulation et expérience renforce cette hypothèse.

Le changement d'environnement de l'air à un milieu corrosif ne modifie pas ce taux si on l'exprime en fonction du pourcentage de durée de vie réduite.

Les conditions de plasticité demeurent les mêmes pour les essais à l'air ou en milieu corrosif NaCl, à potentiel libre.

Au contraire, le vide modifie la répartition de la plasticité à la surface de l'échantillon (le glissement devient plus homogène). Ceci modifie le taux de génération de fissures en le réduisant et contrôle par la suite la progression de l'endommagement.

(ii) la coalescence des fissures : ce mécanisme est apparu comme modifiant plutôt la manière dont se forment les fissures. Plus la coalescence

intervient, et plus l'endommagement va se développer d'abord en surface et ensuite en volume.

La "période d'arrêt" relativise l'importance de la coalescence en termes de réduction des durées de vie.

Les densités locales peuvent être plus élevée que les densités moyennes et favoriser plus ce mécanisme, mais au niveau local.

(iii) la vitesse de propagation en surface des fissures : elle apparaît comme une influence majeure sur la durée de vie.

Cette vitesse est la résultante d'effets mécaniques (niveau de déformation plastique, résistance relative des joints de grains ...) et d'effet d'environnement.

La vitesse de propagation de chaque fissure est influencée par son environnement exprimé en terme de nombre de fissures : le nombre de fissures intervient également à ce titre.

Une propagation **strictement individuelle** d'une fissure est rarement le cas en fatigue pour des durées de vie jusqu'à 300000 cycles et il nous faut imaginer des densités de fissures très faibles pour trouver des conditions d'isolement de chaque fissure par rapport aux autres qui soient significatives.

Un schéma moyen global de l'évolution de l'endommagement physique a été mis en évidence, en trois phases principales :

(i) la génération des fissures de type I

(ii) la réduction de ce taux de génération correspondant à la formation de fissures plus longues en surface : fissures de type II principalement.

Cette phase aboutit au maximum de densité de fissures. Elle correspond à l'accumulation d'une énergie plastique, représentée dans la modélisation numérique par la densité critique de fissures de type II.

(iii) l'accélération de l'endommagement : les effets en sont la chute de la densité de fissures de type I, l'augmentation accélérée du nombre de fissures de type II et la formation fatale à l'échantillon de fissures de type III aboutissant à une ou deux fissures de type IV se propageant à travers le volume.

Si ces trois phases apparaissent plus ou moins clairement pour toutes les simulations, elles peuvent être modifiées (écourtées ou retardées dans leur développement) par la cinétique de la formation des fissures fatales ou par un niveau bas de plasticité

Nous avons vu également que la répartition des longueurs en surface modifie ce schéma. Ceci prend son importance en endommagement cumulé.

Si le schéma de l'évolution des nombres de fissures est globalement le même pour différentes amplitudes de déformation plastique, la répartition des longueurs à un moment donné d'un essai correspond ou non à une localisation, partielle ou non, de la déformation plastique. Le changement de niveau de déformation plastique implique une "redistribution" de l'énergie de déformation plastique.

L'évolution consécutive des populations de fissures s'en trouve modifiée et *a fortiori* la durée de vie résiduelle.

Les simulations proposées montrent qu'il n'est pas possible de décrire *in fine* l'endommagement, et ont souligné le besoin d'un traitement statistique d'un ensemble de fissures. Un élément important est apparu clairement dans la progression de l'endommagement : la notion de "grain fissuré" ou "d'évènement endommageant élémentaire".

Même si une majorité de ces fissures ne joue pas un rôle dans la formation de la fissure fatale, c'est bien la multiplicité de la fissuration qui décrit l'endommagement physique des éprouvettes. Cette multiplicité intervient toujours en affectant les vitesses de propagation de chaque fissure en fonction de leur environnement en terme de nombre de fissures.

La modélisation numérique a permis de bien souligner la notion d'endommagement physique de la fatigue du 316L, sur éprouvettes lisses, polycristallines et en traction-compression.

Nous proposons maintenant d'envisager l'endommagement physique d'un autre acier, pour différents types de sollicitation et d'éprouver ces conclusions présentes par une comparaison de la progression de l'endommagement physique de fatigue.

CHAPITRE IV

ETUDE

DE

L'ENDOMMAGEMENT SURFACIQUE

D'UN ACIER A 0,4 % DE CARBONE

IV ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT SURFACIQUE D'UN ACIER A 0,4 % DE CARBONE.

L'objet de ce chapitre est d'analyser le développement de l'endommagement de la surface d'échantillons soumis à des sollicitations alternées de traction-compression d'une part, et de torsion d'autre part. L'approche est conduite de façon similaire à celle concernant le 316L. Ceci va donc nous permettre de discuter le développement de diverses populations de fissures courtes pour différentes configurations de chargement.

Les résultats nous donnent l'occasion de comparer ces évolutions obtenues sur un acier ferrito-perlitique à celles observées sur l'alliage monophasé 316L.

Enfin, des essais séquentiels effectués sur l'acier ferrito-perlitique associent une première séquence de torsion alternée à une séquence de traction-compression, et inversement.

Ces essais multi-axiaux séquentiels abordent l'endommagement multiaxial sous l'angle des populations de fissures courtes.

En outre, les populations formées à la première séquence ont des modes de propagation spécifiques et nous allons voir que cette spécificité favorise ou retarde la progression de l'endommagement durant la seconde séquence.

Ce chapitre décrit dans un premier temps le matériau, la préparation des échantillons et les caractéristiques mécaniques en fatigue de cet acier. Ceci est présenté aussi bien pour la traction-compression, que pour la torsion alternée.

Une seconde partie décrit la progression des populations de fissures se formant dans chacun des modes, ainsi que la formation des fissures fatales.

Enfin, l'endommagement multiaxial séquentiel est discuté et nous permet de conclure sur une comparaison de la fissuration multiple entre deux modes de sollicitation, sur l'acier biphasé à 0,4 % de carbone et sur une comparaison de la fissuration multiple entre un matériau monophasé et un matériau biphasé.

IV-1 LE MATERIAU D'EXPERIENCE ET LES DISPOSITIFS EXPERIMENTAUX.

IV-1-a L'acier à 0,4 % de carbone.

Les éléments principaux composant cet acier sont inscrits au tableau ci-dessous,

C	Si	Mn	P	S
0,45	0,26	0,93	0,002	0,002

Les caractéristiques mécaniques principales de cet acier figurent dans le tableau suivant, (pour plus de détails, voir [107]) exprimées en MPa;

module d'Young	σ_e (0,2 %)	Charge maximale de traction
210 000	500	800

La courbe correspondant à cet essai de traction est reportée en annexe à ce chapitre, ainsi que les caractéristiques dimensionnelles des échantillons pour l'essai de traction et les essais de fatigue. La microstructure des échantillons consiste en plages de perlite entourées d'une couronne de ferrite. La dimension moyenne des plages perlitiques se situe dans la gamme 30-40 μm et elles sont séparées par de la ferrite avec un espacement moyen de 20 μm . La micrographie de la figure IV-1 rend compte de cette microstructure.



Figure IV-1 Micrographie optique de l'acier à 0,4 % de carbone
Une moyenne de 70 % de perlite pour 30 % de ferrite

Les échantillons sont traités comme suit, avant chaque essai;

(i) reçus brut d'usinage avec une précision de $\pm 0,1$ mm sur les dimensions, ils subissent un traitement thermique : pour prévenir la décarburation, les échantillons sont protégés par un enduit (Berkatek 29). Les éprouvettes sont alors mises dans un four à 550 °C pendant une heure puis subissent un refroidissement lent dans le four.

(ii) Les échantillons sont ensuite découpés et polis à la toile émeri jusqu'au grade 1200. Trois pâtes diamant sont alors utilisées 15, 6 et 1 μm .

(iii) le diamètre des échantillons en fond de verre de montre sont mesurés en métrologie avec une précision d'un millième de mm, et l'éprouvette est indentée pour définir des repères nécessaires à l'exploitation des répliques.

(iv) la microstructure ferrito-perlitique est révélée par une attaque au nital à 0,5 % suivie d'une attaque à l'acide picrique à 4 %.

IV-1-b Dispositifs expérimentaux des essais.

Les essais de traction-compression sont réalisés sur une machine servohydraulique MAYES, modèle ESH 100 kN (± 100 kN en statique et ± 50 kN en dynamique). Les tests sont effectués en contrôle de charge et sont menés jusqu'à rupture de l'échantillon pour la plupart.

Les fréquences des cycles sont respectivement 1 Hz pour les essais en fatigue oligocyclique (durée de vie de 5000 à 10000 cycles) et de 5 et 8 Hz pour les essais en endurance limitée (durée de vie de 400 000 à 800 000 cycles).

Les essais de torsion sont effectués sur une machine construite à Sheffield sur des principes précisés par Zacchariah et Miller [107]. Les mêmes fréquences ont été choisies pour les essais de torsion alternée. L'éprouvette soumise à ce type de sollicitation subit tout au long de la durée de vie un moment de force de torsion fixe. L'angle de torsion diminue un peu durant les premiers cycles correspondant à l'érouissage de torsion de l'éprouvette.

Par la suite, les valeurs du moment de force et de l'angle de torsion demeurent constantes. Une décroissance finale est observée et correspond à la formation d'une fissure de 3 à 4 mm en surface.

Les répliques effectuées régulièrement durant les essais permettent de définir un nombre de cycles nécessaire à la formation d'une fissure de plus de 1 mm en surface : ce nombre de cycles est choisi pour définir les durées de vie utilisées par la suite.

Des photographies rassemblées en annexe à ce chapitre présentent les deux machines équipées des échantillons et du système de mesure de l'angle pour la machine de torsion.

En ce qui concerne la machine de torsion, le moment de force appliqué est mesuré par un système de jauges de contrainte disposées sur un cylindre coaxial à l'éprouvette et solidaire de celle-ci. Le pont de jauges fournit un signal qui varie linéairement avec le moment de force et dans une large gamme de moment de force. Un étalonnage de la réponse a été effectué au début des essais, la courbe figure en annexe.

La mesure de l'angle de torsion est effectuée à l'aide d'un couple de capteurs LVDT. Ces capteurs reposent chacun sur une came située à l'une des extrémités de la partie utile de l'éprouvette (voir les documents photographiques en annexe). La came est solidaire de l'éprouvette et sa rotation se traduit par une translation verticale du capteur. Ces capteurs ont été également étalonnés, de façon à fournir le même signal électrique pour un déplacement équivalent.

Avant application de tout moment de force, les cames sont dans la même position horizontale et la différence des réponses des capteurs est nulle. La valeur maximale du moment de force est alors appliquée et la différence des réponses des capteurs LVDT permet d'obtenir l'angle de torsion moyennant un calcul simple (annexe).

Afin de caractériser le matériau en torsion, un essai a été conduit par échellons d'angle de torsion.

Les variations de l'angle de torsion avec le moment de force appliqué sont représentées sur la figure IV-2.

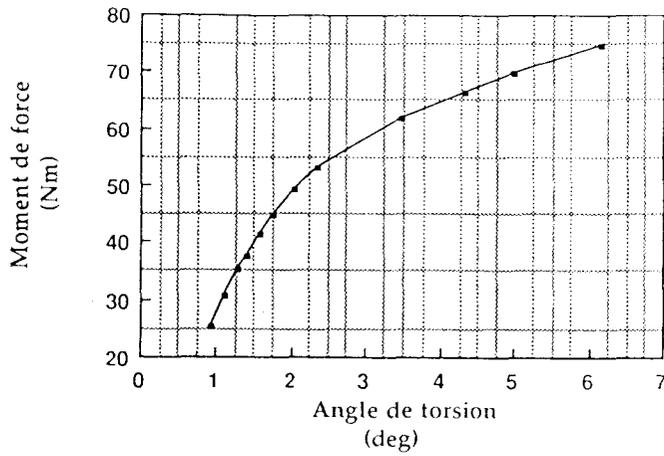


Figure IV-2 Evolution du moment de force en fonction de l'angle de torsion appliqué à l'échantillon d'acier à 0,4 % de carbone.

Une exploitation de ces valeurs aboutit aux courbes des figures IV-3 et IV-4. Le détail des hypothèses et calculs utilisés pour la détermination des parts élastique et plastique du cisaillement se trouve en annexe.

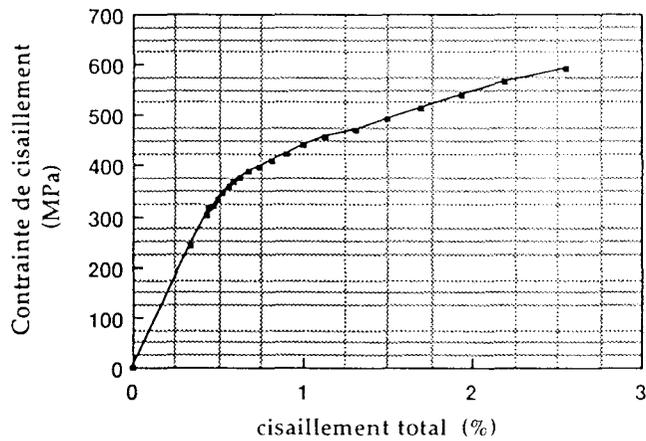


Figure IV-3 Evolution de la contrainte de cisaillement en fonction de la cission.

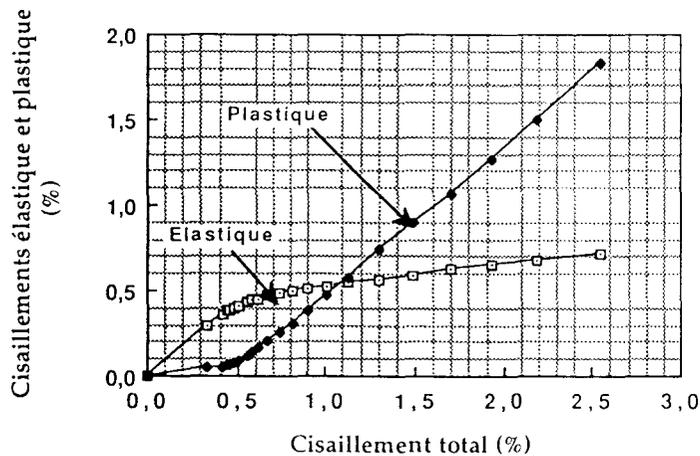


Figure IV-4 Répartition élastique et plastique de la cission .

IV-1-c Exploitation des essais.

Des répliques de la surface des échantillons sont régulièrement effectuées au cours de chacun des tests. Une fois la durée de vie moyenne établie pour un niveau de contrainte, les répliques sont faites tous les 2 % et cela jusqu'à 20 % de cette durée de vie réduite. Ensuite, les répliques correspondent à des intervalles de 5 ou 10 % de la durée de vie réduite.

Le nombre élevé de répliques pour les 20 premiers pour-cents de la durée de vie réduite est nécessaire pour suivre avec précision le premier stade de formation des fissures, c'est à dire leur croissance en surface jusqu'à et après le premier obstacle à leur propagation : celui-ci est le joint de grain pour le 316L, mais comme nous allons le voir l'interface ferrito-perlitique pour l'acier qui nous intéresse ici.

Ces répliques sont analysées par la suite par l'intermédiaire d'un système d'analyse d'image REPAN. Le système d'analyse d'image comporte un microscope REICHERT muni d'une caméra CCD. La caméra reporte "l'image" sur ordinateur . Un logiciel calcule ensuite la longueur des fissures indiquées par l'opérateur à l'écran. Ce système REPAN est donc utilisé pour établir sur différentes répliques la longueur de quelques fissures, et les répartitions statistiques en longueur des fissures de surface.

Les densités en surface des fissures sont déterminées par calcul des moyennes sur un total de plages variant de 3 à 8 pour chaque réplique. Seules 3 plages sont sélectionnées pour les moyennes des densités de fissures de plus de 150 à 200 μm en surface.

Les plages sélectionnées sont repérées par rapport aux indentations de l'éprouvette effectuées avant l'essai et sont identiques d'une réplique à l'autre.

Lorsque 3 plages sont sélectionnées, elles représentent chacune 1,6 mm^2 à l'écran à un grossissement objectif X10. La moyenne correspond ainsi à un peu moins de 5 mm^2 pour des fissures de plus de 150/200 μm .

Pour les fissures plus petites, les grossissements objectifs X20 et X50 sont utilisés. Chaque plage investie représente alors une surface de 0,4 mm^2 et 0,1 mm^2 . Aussi, le dernier grossissement est-il utilisé avec précaution. Le choix du grossissement X20 constitue un compromis raisonnable entre une détermination précise ($\pm 10 \mu\text{m}$) des longueurs de fissures et une plage de mesure la plus grande possible pour obtenir une moyenne crédible et représentative. Le total de 6 à 8 plages analysées porte donc la surface totale entre 2,5 et 3 mm^2 .

Les nombres de fissures ainsi répertoriées vont de quelques vingtaines pour les plus grandes à quelques centaines pour les plus petites longueurs en surface.

IV-2 COURBES AMPLITUDES DE CONTRAINTE-DUREE DE VIE OU COURBES S-N.

Les courbes "S-N" sont dûes à W. Zhang [108] qui nous a précédé dans l'étude de ce matériau. Pour les besoins de l'étude, ces courbes ont été étendues dans la région des faibles durées de vie (de 5000 à 30000 cycles), donc pour des amplitudes de contrainte élevées.

Les figures IV-5 et IV-6 présentent les deux courbes correspondant à la traction-compression et à la torsion alternée.

Seules ces courbes correspondent aux nombres de cycles à rupture. Par la suite, nous appliquerons la définition donnée plus haut (nombre de cycles pour la formation d'une fissure de 1 mm en surface).

Les durées de vie principales sur lesquelles vont porter nos essais se situent dans le domaine oligocyclique (7000 cycles) et à endurance limitée (850000 cycles). La première a été choisie en fonction de l'étude précédemment conduite sur l'acier 316L, pour une amplitude de déformation plastique de 8×10^{-3} et une durée de vie moyenne de 7500 cycles. La deuxième durée de vie est choisie de façon à obtenir une base de comparaison située dans le domaine de l'endurance limitée.

Zhang analysait particulièrement l'endommagement pour des chargements aboutissant à des durées de vie de 400000 cycles en traction-compression comme en torsion alternée. Nous chercherons donc à analyser l'évolution des fissures à la surface des éprouvettes pour cette valeur des durées de vies.

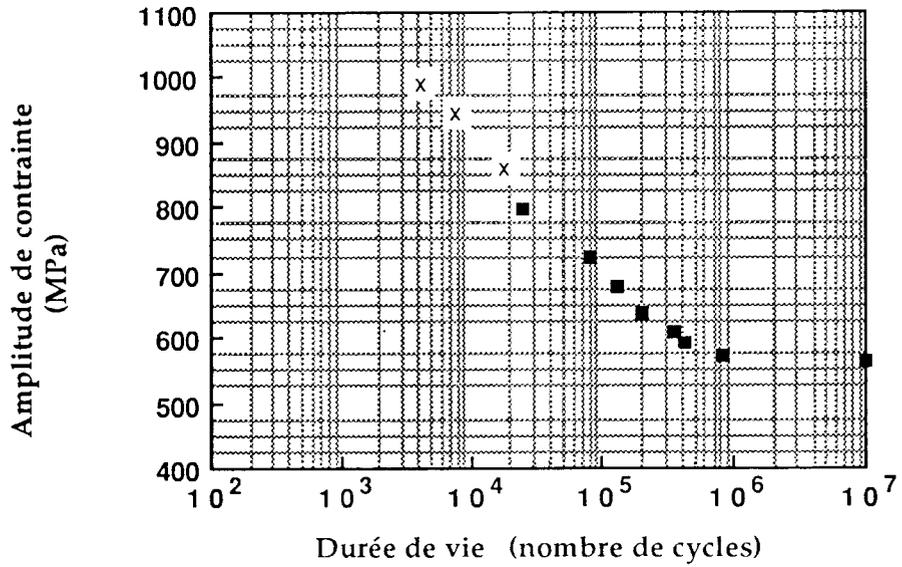


Figure IV-5 Evolution des durées de vie en fonction de l'amplitude de contrainte en traction-compression de l'acier à 0,4 % C. (carrés [108], croix: essais supplémentaires)

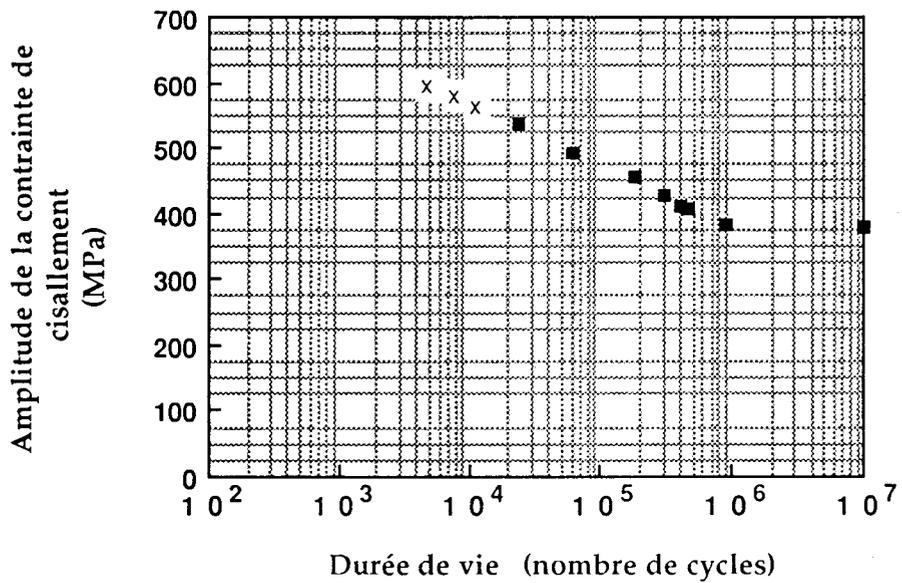


Figure IV-6 Evolution des durées de vie en fonction de l'amplitude de contrainte en torsion alternée de l'acier à 0,4 % C. (carrés [108], croix: essais supplémentaires)

IV-3 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT A LA SURFACE DES ECHANTILLONS EN TRACTION-COMPRESSION.

Les résultats présentés dans cette partie correspondent à l'analyse des répliques effectuées pour quatre durées de vie très distinctes:

(i) 7000 cycles ($\Delta\sigma = 960$ MPa). Ce nombre de cycles correspond au domaine oligocyclique et constituera par la suite la base d'une comparaison entre le comportement en fatigue oligocyclique de l'acier 316L et celui de l'acier à 0,4 % de carbone étudié dans ce mémoire.

(ii) 110000 cycles ($\Delta\sigma = 680$ MPa). Cette durée de vie a été étudiée afin de percevoir les similarités d'évolution des densités de fissures en considérant un facteur 10 à 15 pour le rapport des nombres de cycles consommés pour la formation d'une fissure d'environ 1 mm en surface.

(iii) 438000 cycles ($\Delta\sigma = 600$ MPa). Ceci nous permettra d'analyser les résultats de Zhang sous l'angle des populations de fissures en surface.

(iv) 850000 cycles ($\Delta\sigma = 560$ MPa) . Cette durée de vie est retenue pour analyser le comportement de cet acier à 0,4 % C en fatigue multiaxiale lorsque les densités de fissures créées par traction-compression sont très faibles.

La classification s'est opérée en fonction des histogrammes de densités des fissures avec leur longueur en surface (par incrément de 10 μm) (annexe au chapitre IV).

Les histogrammes représentent la répartition moyenne en longueur des fissures à la surface, pour cinq valeurs intermédiaires du nombre de cycles entre le début de l'essai et la valeur de la durée de vie.

La sommation de ces cinq répartitions moyennes laissent apparaître trois domaines de longueurs (annexe) en particulier pour les durées de vie importantes.

Ces trois domaines définissent trois types principaux de fissures, comme dans le cas du 316L:

(i) *les fissures de type I* : leur longueur en surface s'échelonne de quelques microns jusqu'à 40/50 μm .

(ii) *les fissures de type II* : leur longueur sont dans l'intervalle allant de 40/50 μm à 140-150 μm .

(iii) enfin *les fissures de type III*: de longueur en surface supérieure à 150 μm .

Ces trois types de fissures se réfèrent à la microstructure de l'acier à 0,4 % de carbone. En effet, les fissures se forment d'abord dans la phase la moins dure, c'est à dire la ferrite (figure IV-7) et dans les plages ferritiques les plus larges. Elles se propagent ensuite jusqu'aux limites de la ferrite.

La mesure des écarts linéaires entre les zones perlitiques donnent un écart moyen de 35 μm avec une valeur maximale de 50 μm .

Le premier type de fissures rassemble donc les fissures qui se sont formées aux endroits les plus favorables (grains les plus larges). Le second type de fissures correspond quant à lui à celles qui croissent au delà des limites les plus larges des plages ferritiques. Elles doivent franchir une ou plusieurs interfaces ferrito-perlitiques.

Les interfaces ferrito-perlitiques constituent pour l'acier à 0,4 % de carbone les barrières principales à la propagation des fissures courtes.

L'espacement moyen entre les zones perlitiques étant de 35 μm , le franchissement moyen de 2 à 3 barrières correspond à un accroissement de longueur en surface de 100 μm , soit une longueur totale de 150 μm en surface. Les fissures de type III se trouvent ainsi définies. Elles ont une longueur en surface supérieure à 150 μm .



Figure IV-7 Photographie de MEB de la surface du fût de l'éprouvette d'acier à 0,4 % C : quelques fissures de type I.

Les histogrammes montrent d'ailleurs bien le nombre important de fissures de type I, et les quelques fissures qui dépassent une longueur de 150 μm en surface.

Intéressons nous maintenant aux évolutions de ces trois types de fissures. Les évolutions intéressantes concernent les deux niveaux les plus élevés de contrainte. (figure IV-8).

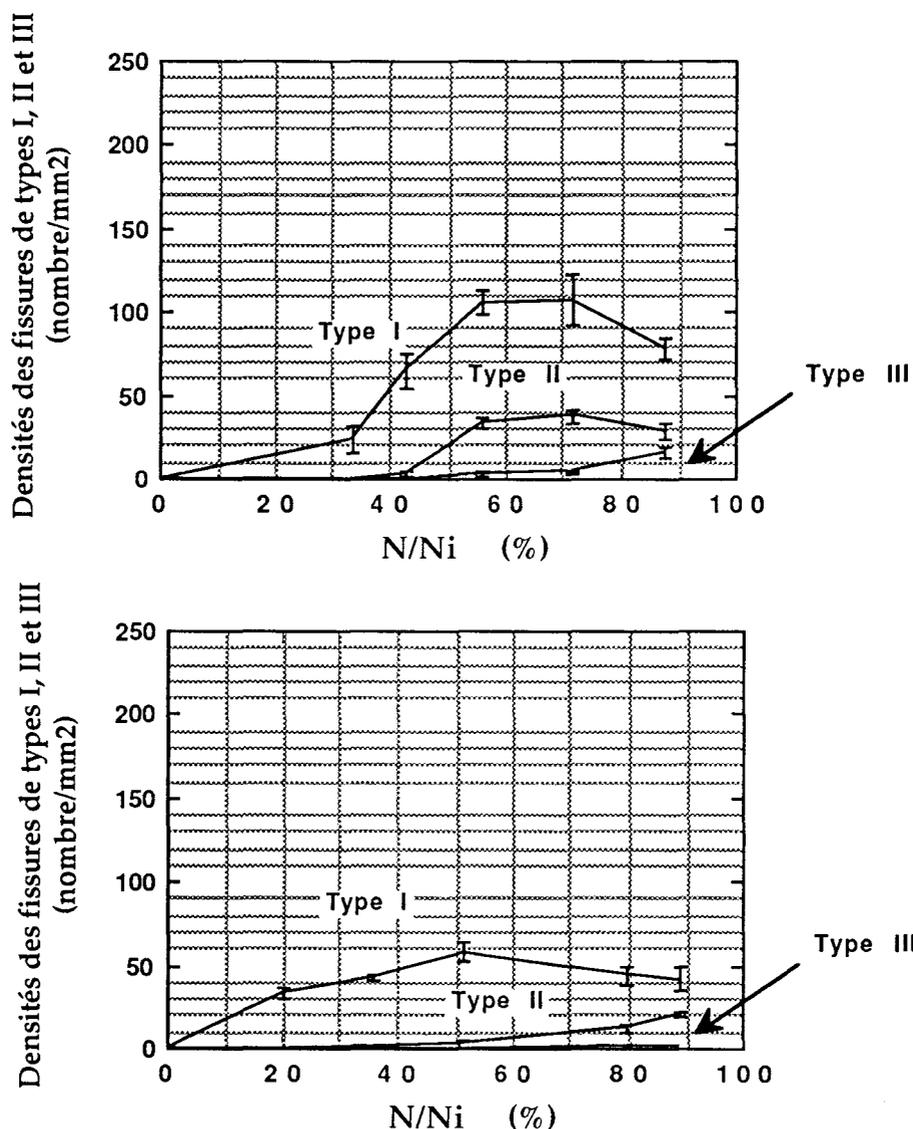


Figure IV-8 Evolutions expérimentales en traction-compression des densités des fissures des trois types définies pour l'acier à 0,4 % C. De haut en bas, à $\Delta\sigma = 960$ MPa et $\Delta\sigma = 680$ MPa.

Quelques fissures se forment rapidement à la surface des échantillons et nous avons considéré donc la coïncidence des premiers points des courbes de densité des fissures de type I avec les origines des graphes.

Deux résultats apparaissent rapidement

(i) les densités de fissures de types I et II très importantes à $\Delta\sigma = 960$ MPa (durée de vie 7000 cycles) puisque elles atteignent respectivement 110 et près de 40 fissures par mm^2 . (Cf figure IV-9)

(ii) une diminution significative de ces densités lorsque l'amplitude de contrainte est de $\Delta\sigma = 680$ MPa (durée de vie 118000 cycles).

D'autre part, les densités de fissures se formant pour les deux autres amplitudes de contrainte ne sont pas significatives et l'on peut considérer que la détérioration de l'éprouvette résulte de la croissance d'une seule fissure à ces deux niveaux de contrainte (600 et 560 MPa) selon les observations expérimentales.

L'évolution des fissures de type I se fait en quatre étapes pour $\Delta\sigma = 960$ MPa;

(i) quelques fissures se sont formées et le taux de génération de nouvelles fissures est relativement faible (environ 35 % de la durée de vie réduite)

(ii) quelques fissures de type II se forment et le taux de génération de nouvelles fissures est quadruplé (environ 20 % de la durée de vie réduite).

(iii) un palier est atteint : il y a équilibre entre le nombre de nouvelles fissures et le nombre de fissures de type I participant à la formation des fissures de types II et III. Quelques fissures de type III se sont formées (environ 15 % de la durée de vie réduite).

(iv) une chute terminale des densités de fissures de types I et II (sur les 30 derniers pour-cents de durée de vie réduite).

Les premières fissures de type III se forment à mi-durée de vie et leur densité atteint rapidement 10 à 15 par mm^2 .

Pour une amplitude de contrainte de 680 MPa, le progression de l'endommagement se modifie. Le taux de génération de fissures est diminué suite à la formation des fissures de type II. Le maximum de la densité en fissures de type I est réduit d'un facteur 2.

La diminution terminale des fissures de type I n'est pas significative compte tenu des écarts-type sur les densités.

Les fissures de type II se forment également à environ 35 % de durée de vie réduite mais les fissures de type III sont générées plus tard (65 % au lieu de 45 % de vie réduite). La densité de ces dernières est faible et avoisine les quelques unités en fin de durée de vie.



Figure IV-9 Photographie de la surface de l'éprouvette d'acier à 0,4 % C à 6600 cycles pour $\Delta\sigma = 960$ MPa.

L'évolution des longueurs des fissures en surface est présentée en figure IV-10. Les fissures se forment à la faveur d'une densité locale plus élevée.

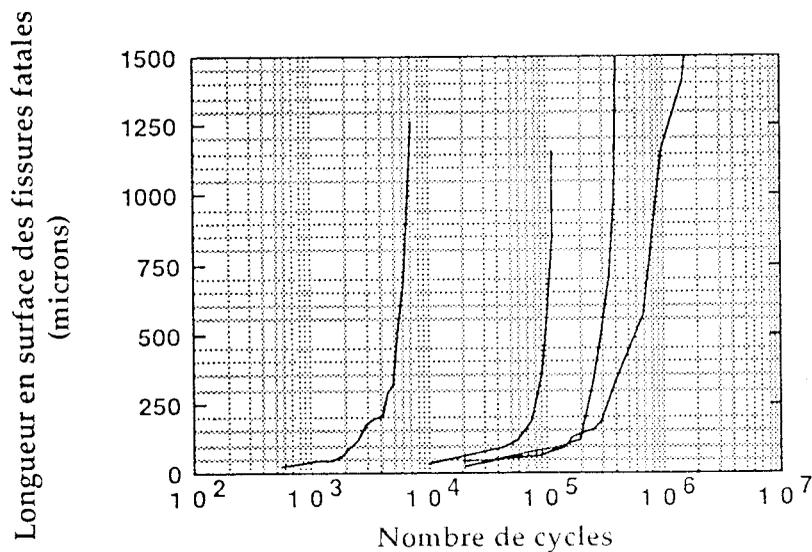


Figure IV-10 Evolution des longueurs des fissures fatales en fonction du nombre de cycles. De gauche à droite, $\Delta\sigma = 960$ MPa, 680 MPa, 600 MPa et 560 MPa.

Pour les amplitudes de contrainte élevées, la fissure fatale résulte d'un arrangement favorable de fissures qui se sont développées chacune individuellement (figure IV -11) mais leur développement aboutit à leur interaction et leur coalescence à plus ou moins longue échéance.

La coalescence la plus souvent observée est celle rapportée par Ochi et présentée au chapitre III. Il s'agit du contournement mutuel des extrémités des fissures, avant que la coalescence ne se produise elle-même (centre de la figure IV-11).

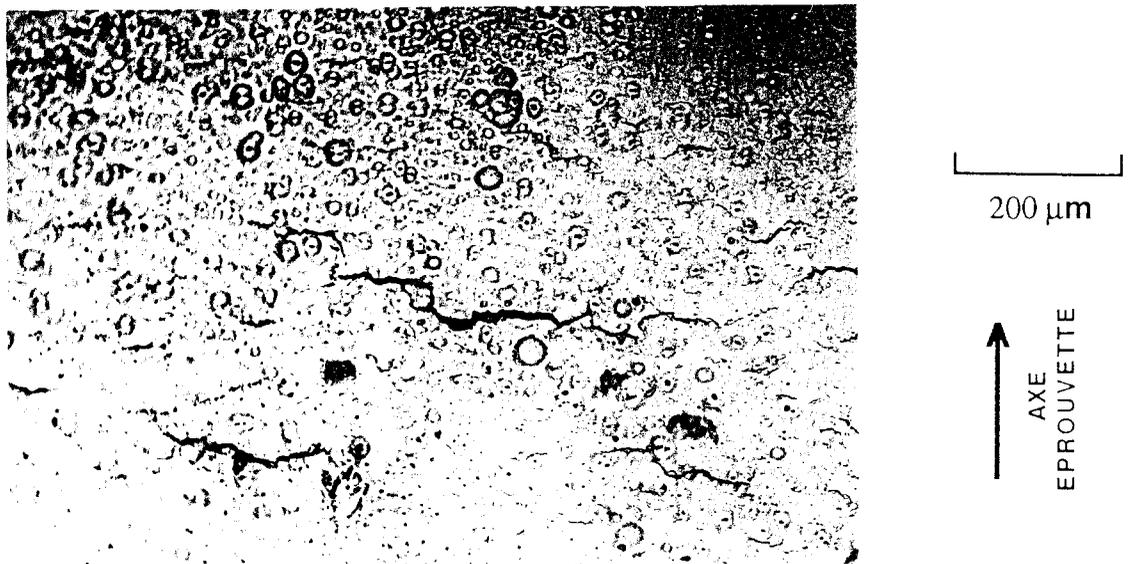


Figure IV-11 Photographie de la coalescence de deux fissures à la surface.
L'amplitude de contrainte est de 960 MPa, le nombre de cycles effectués de 6500.

L'étude de l'aspect des fissures a été effectuée. Les fissures semblent se développer très tôt sous forme semi-circulaire comme le montre le photographie de la figure IV-12.

Cette photographie et d'autres ont été faites à la fois à partir de la surface de rupture d'essais conduits jusqu'à la rupture, ou d'essais arrêtés en cours de cyclage, sectionnés partiellement et rompus ensuite en traction.

Il apparaît que certaines fissures se forment à la faveur d'une piqûre superficielle du matériau due à l'attaque chimique. D'autres exposent un faciès cristallographique près de la surface (clivage de la ferrite).

Des sections longitudinales ont été entreprises pour différentes valeurs de pourcentage de durées de vie réduite et montrent très peu de fissures qui se développent en volume pendant une grande partie des durées de vie.

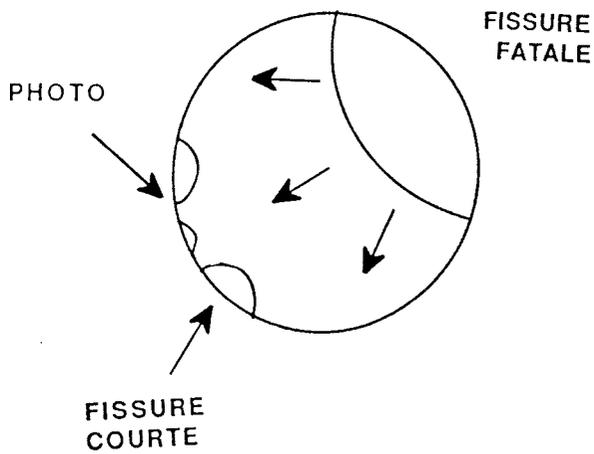


Figure IV-12 Aspect des fissures formées par traction-compression en fatigue oligocyclique ($\Delta\sigma = 960$ MPa). Observation de la surface de rupture. La fissure est amorcée en un point diamétralement opposé, la rupture passe pas une succession de fissures courtes (schéma).

IV-3 EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT A LA SURFACE DES ECHANTILLONS EN TORSION ALTERNEE.

Trois durées de vie font principalement l'objet de ce paragraphe :

(i) 7500 cycles ($\Delta\tau = 580$ MPa, $\gamma_t = 2,25$ %, $\gamma_p = 1,5$ %) Ce niveau de contrainte est choisi par comparaison à la durée de vie choisie en traction-compression dans le domaine oligocyclique.

(ii) 430000 cycles ($\Delta\tau = 415$ MPa, $\gamma_t = 0,85$ %, $\gamma_p = 0,35$ %) Cette durée de vie correspond à celle choisie par W. Zhang.

(iii) 870000 cycles ($\Delta\tau = 380$ MPa, $\gamma_t = 0,55$ %, $\gamma_p = 0,1$ %)

La torsion alternée impose deux directions principales pour la fissuration en cisaillement. Ces directions correspondent à l'axe longitudinal de l'éprouvette et une direction perpendiculaire (transverse).

La figure IV-13 présente les évolutions des densités des fissures de types I, II et III en fonction du pourcentage de durée de vie réduite.

Les densités de fissures sont cette fois encore plus importantes puisque les maxima atteints sont de 210 fissures de type I par mm^2 pour $\Delta\tau = 580$ MPa et 30 fissures de type I par mm^2 pour $\Delta\tau = 415$ MPa (soit une durée de vie de 430000 cycles).

La densité finale de fissures de type II est également très importante : près de 75 ± 7 fissures par mm^2 à un pourcentage de 93 %.

En ce qui concerne la densité des fissures de type III, elle correspond approximativement à celle observée en fin de durée de vie sur les éprouvettes sollicitées en traction-compression, à durées de vie comparables : 15 ± 3 fissures par mm^2 .

Les maxima de densités de fissures de type I sont atteints plus rapidement si nous les comparons aux résultats obtenus en traction-compression

(i) pour une durée de vie d'environ 7000 cycles, les maxima correspondants sont atteints à 60 % de durée de vie réduite en torsion alternée, mais à 70 % en traction compression.

(ii) pour une durée de vie d'environ 430000 cycles, les maxima sont atteints à 40 % de durée de vie réduite en torsion alternée mais à 50 % en traction-compression.

L'évolution des densités de fissures suit sensiblement un schéma de l'endommagement de la surface en trois étapes;

(i) formation des premières fissures de type I . Les quelques fissures de ce type formées au départ sont peu nombreuses et leur nombre augmente lentement.

(ii) à l'augmentation du taux de génération de nouvelles fissures s'associe la formation des premières fissures de type II. Le taux de génération de nouvelles fissures est très important.

(iii) la formation de quelques fissures de type III et l'augmentation du nombre des fissures de type II amènent une décroissance de la densité de fissures de type I. La rupture de l'éprouvette intervient à la suite de ces processus.

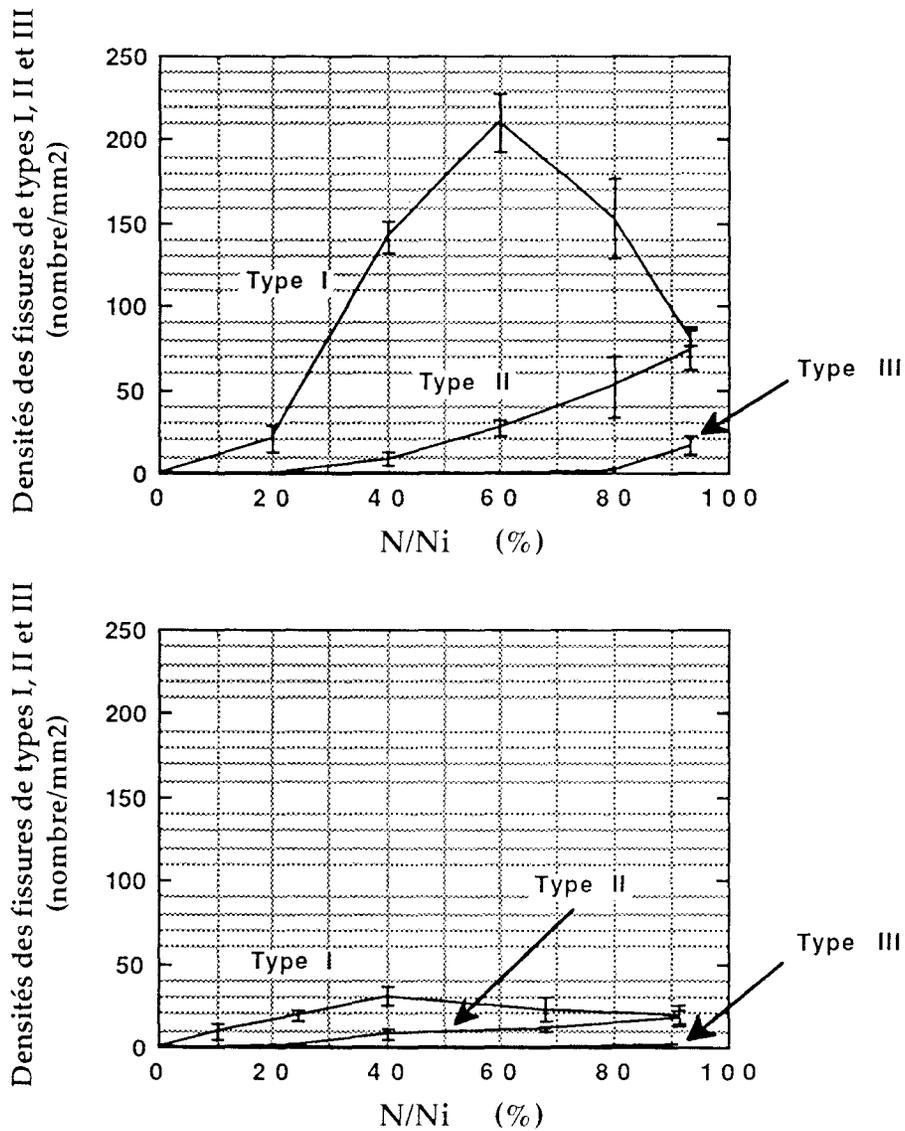


Figure IV-13 Evolutions expérimentales en torsion alternée des densités des fissures des trois types définis pour l'acier à 0,4 % C. De haut en bas, à $\Delta\sigma = 960$ MPa et $\Delta\sigma = 680$ MPa.

La formation des fissures de type II se fait pour les deux niveaux de vie aux environs de 20 à 25 % de durée de vie réduite.

Les fissures de type III sont générées quelques pour-cents après la formation des type II à $\Delta\tau = 580$ MPa, mais leur génération est retardée en fatigue à endurance limitée , et elle ne se forment qu'en faible nombre dans ce cas.

En fatigue oligocyclique, la densité très élevée de fissures favorise leur interaction rapidement et leur développement suit les deux directions de cisaillement.

Aucun développement majeur dans une direction médiane n'est observé (figure IV-14)

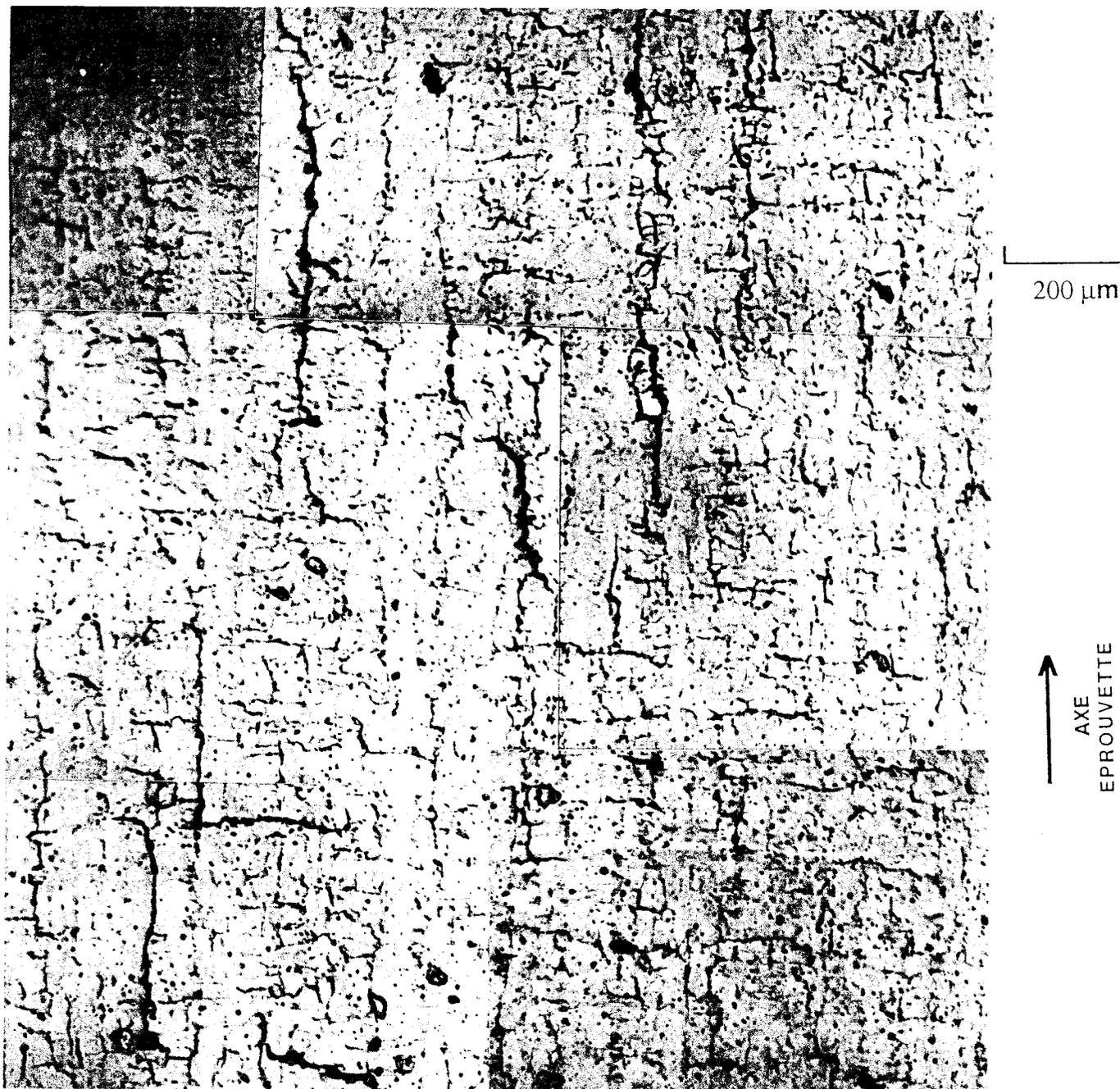


Figure IV-14 Aspect de la surface des éprouvettes d'acier à 0,4 % de C sollicitées en torsion alternée pour $\Delta\tau = 680$ MPa, après 6500 cycles.

L'axe de l'éprouvette correspond à une direction verticale sur la photographie. Nous voyons donc que la formation des fissures fatales en torsion alternée et en fatigue oligocyclique de nos éprouvettes lisses implique la propagation en surface et l'interaction d'un grand nombre de fissures.

Le résultat immédiat de cette progression de la fissuration multiple est de générer des fissures fatales parallèles aux axes de cisaillement de l'éprouvette. En fait, dans notre cas, nous avons observé régulièrement, en fatigue oligocyclique, des fissures fatales se propageant dans le sens longitudinal des éprouvettes.

La figure IV-15 montre les différentes étapes de la formation d'une fissure fatale à $\Delta\tau = 680$ MPa.

Nous observons bien que cette fissure se forme à la faveur d'un certain nombre de fissures plus petites, approximativement toutes parallèles.

Chaque coalescence est accompagnée d'une période de stagnation apparente de la propagation, à la surface.

La coalescence résulte ici de la densité très importante de fissures de tout type. Elle semble donc être nettement plus active que dans le cas de la traction-compression.

Il faut ajouter à ceci que les fissures formées par torsion alternée restent durablement en surface, suivant un accord de nombreux auteurs.

Nos observations de coupes transversales ne montrent en effet aucune fissuration importante dans la profondeur de notre matériau. Les coupes transversales offrent l'inconvénient de fournir un résultat très "ponctuel" sur la profondeur atteinte par la fissure. Nous avons vu que les interactions et la coalescence semblent être très nombreuses. Aussi, il semble raisonnable de penser que le front de la fissure doit offrir un aspect plus tourmenté que celui d'un hémicercle.

Brown (discussion privée) ne rapporte aucune étude précise sur le rapport d'aspect des fissures formées en mode III, en torsion alternée. Il estime que le rapport moyen est de 8 à 10 entre la moitié de la longueur en surface et la profondeur de telles fissures.

→
AXE
EPROUVETTE

200 μm

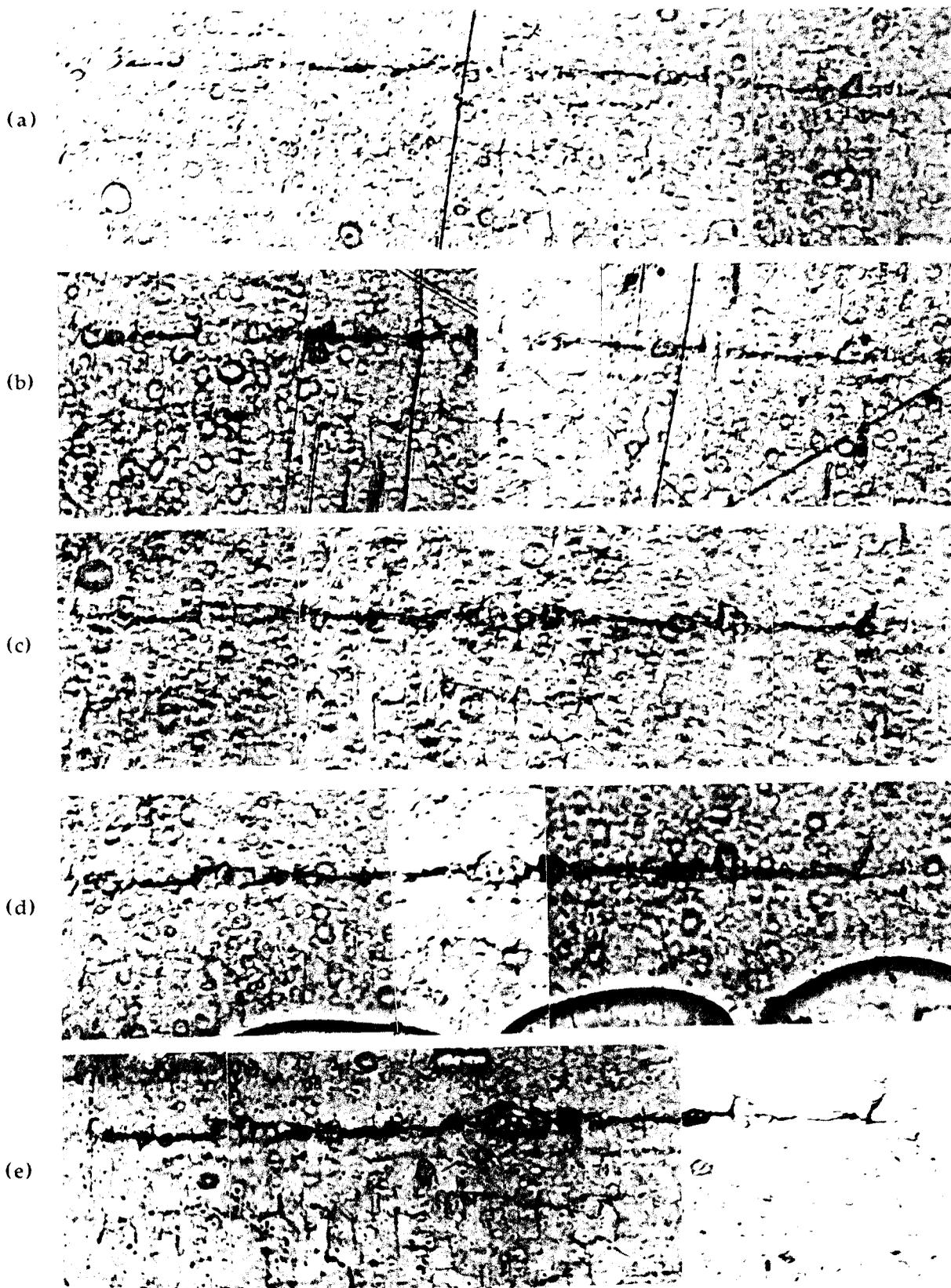


Figure IV-15 Formation d'une fissure d'environ 1 mm à la surface des éprouvettes d'acier à 0,4 % de C sollicitées en torsion alternée pour $\Delta\tau = 680$ MPa.

De bas en haut, aspect de la fissure après 4250 cycles (a), après 5000 cycles (b), après 5750 cycles (c), après 6500 cycles (d) et enfin à 7500 cycles (e).

Dans le domaine de la fatigue à endurance limitée, les densités sont nettement inférieures, bien que toujours élevées. La différence de densités est d'un facteur moyen de 5 entre l'essai en fatigue oligocyclique et l'essai en endurance limitée.

Ceci se traduit pas un développement plus individuel des fissures et une importance marquée du "branchage" et de la formation de "branche" de fissure se propageant en ouverture. Ces "branches" retrouvent donc un mode I de propagation : elles se propagent dans une direction moyenne médiane des deux axes de cisaillement.

Les fissures qui subissent ce mécanisme offrent un aspect cruciforme à la surface (figure IV-16 et figure IV-17).

Le "branchage" des fissures résulte donc en un changement de mode de croissance. Le mode I apparaît comme le mode de propagation le plus rapide en torsion. Ce changement d'un mode à l'autre est une conséquence de la relative pauvreté de fissures à la surface de l'échantillon.

La propagation des fissures fatales en endurance limitée ne se fait pas comme dans le cas de la fatigue oligocyclique : elle est régulière et monotone, peu influencée par la présence d'autres fissures dans son voisinage.

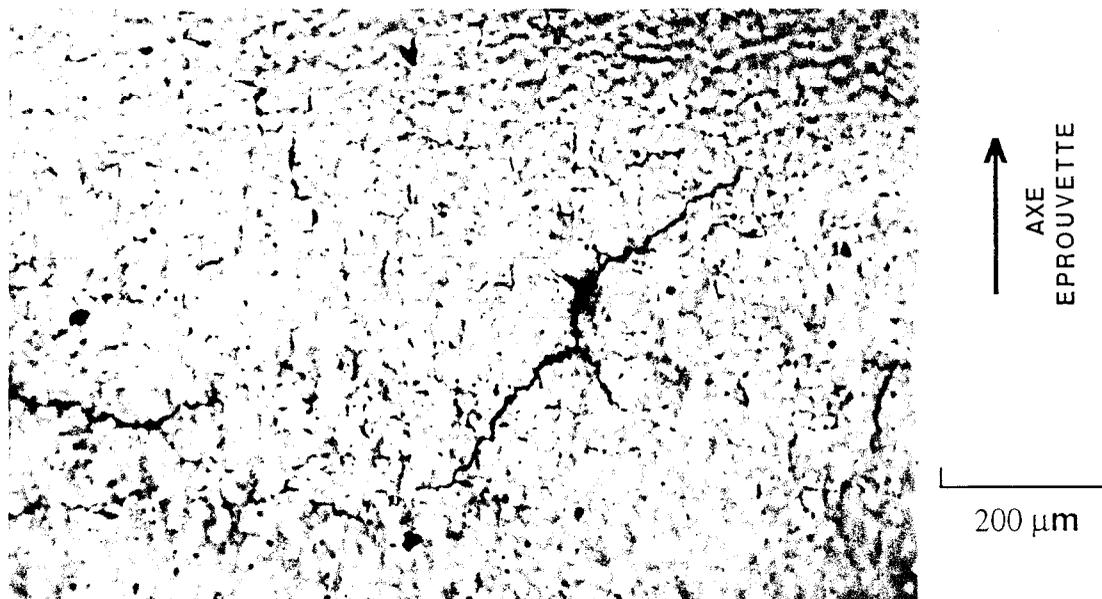


Figure IV-16 Aspect cruciforme des fissures en torsion alternée et en endurance limitée ($\Delta\tau = 415$ MPa). La photographie correspond à la surface après 392000 cycles.

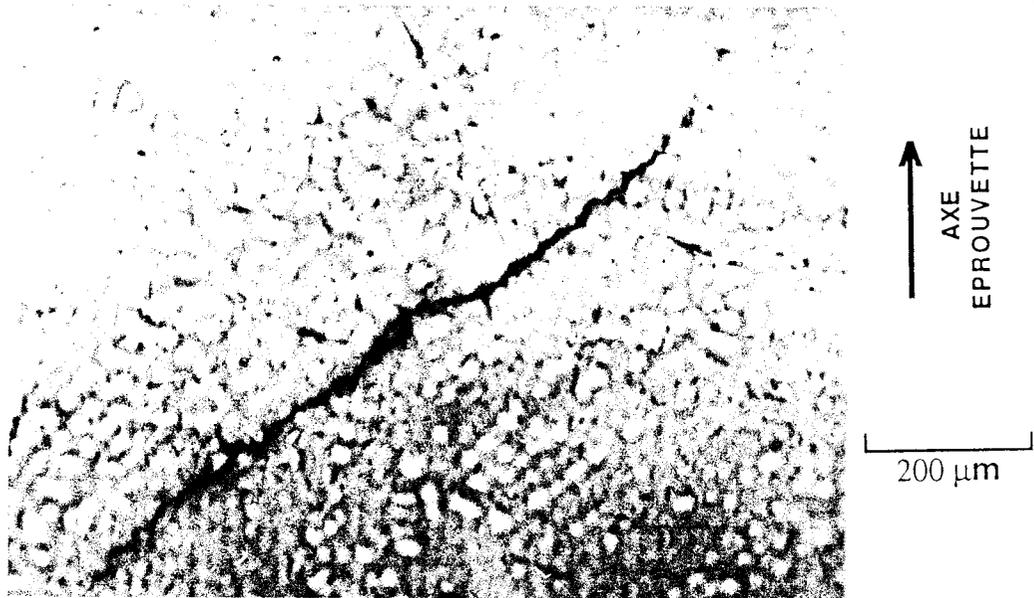


Figure IV-17 Croissance en mode I des fissures en torsion alternée et en endurance limitée ($\Delta\tau = 415$ MPa). La photographie correspond à la surface après 392000 cycles.

Pour $\Delta\tau = 380$ MPa, soit une durée de vie moyenne de 870000 cycles, les densités de fissures observées sont très variables, mais les moyennes regroupent quelques fissures de type I, dont une ou deux va pouvoir se transformer en fissure de type II. Parmi l'ensemble des fissures de type II présentes, seules une ou deux se propagent et conduisent à la destruction de l'éprouvette.

Nous allons maintenant aborder l'interaction de populations de fissures croissant dans des modes différents et correspondant à des densités très différentes si l'on considère des durées de vie équivalentes.

IV-5 ENDOMMAGEMENT SOUS CHARGEMENT MULTI-AXIAL SEQUENTIEL.

Un cumul d'endommagement en traction-compression et de torsion est maintenant envisagé. Il s'agit de soumettre les échantillons plus ou moins longuement à un premier mode de chargement puis de poursuivre l'essai dans une autre configuration de chargement et d'étudier la variation de la vie résiduelle en fonction de la durée d'application du premier mode de chargement.

Pour ceci, nous choisissons les amplitudes de contraintes en traction-compression, comme en torsion alternée, de façon à obtenir les mêmes durées de vie pour l'une et l'autre des configurations de chargement.

Il s'agit dans cette étude en particulier :

(i) d'une durée de vie se situant dans le domaine de fatigue oligocyclique, soit environ 7000 cycles pour la formation d'une fissure de 1 mm en surface.

(ii) d'une durée de vie appartenant au domaine de l'endurance limitée, soit environ 850000 cycles pour la formation de la fissure de 1 mm en surface.

Les courbes sont rassemblées en figure IV-18 et correspondent à trois tableaux groupant les résultats de l'application successive des modes de chargement :

Traction-compression pourcentage par rapport à 7000 cycles	100	85	72	56	33	0
Torsion pourcentage par rapport à 7500 cycles	0	41	42	50	81	100
Somme des pourcentages	100	126	115	106	114	100

Tableau I : fatigue oligocyclique : traction-compression suivie de torsion alternée.

Torsion pourcentage par rapport à 7500 cycles	100	65	45	40	26	0
Traction-compression pourcentage par rapport à 7000 cycles	0	32	62	38	73	100
Somme des pourcentages	100	97	107	78	99	0

Tableau II : fatigue oligocyclique : torsion alternée suivie de traction-compression.

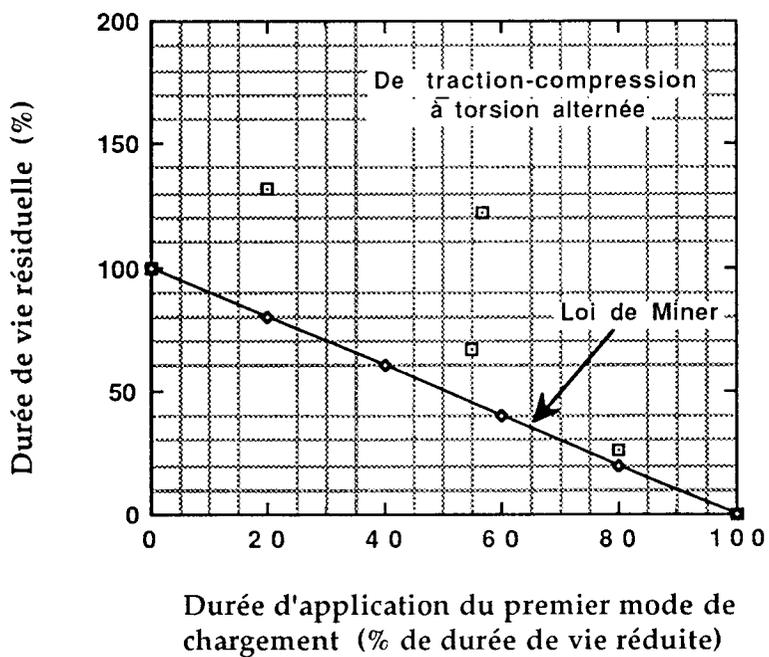
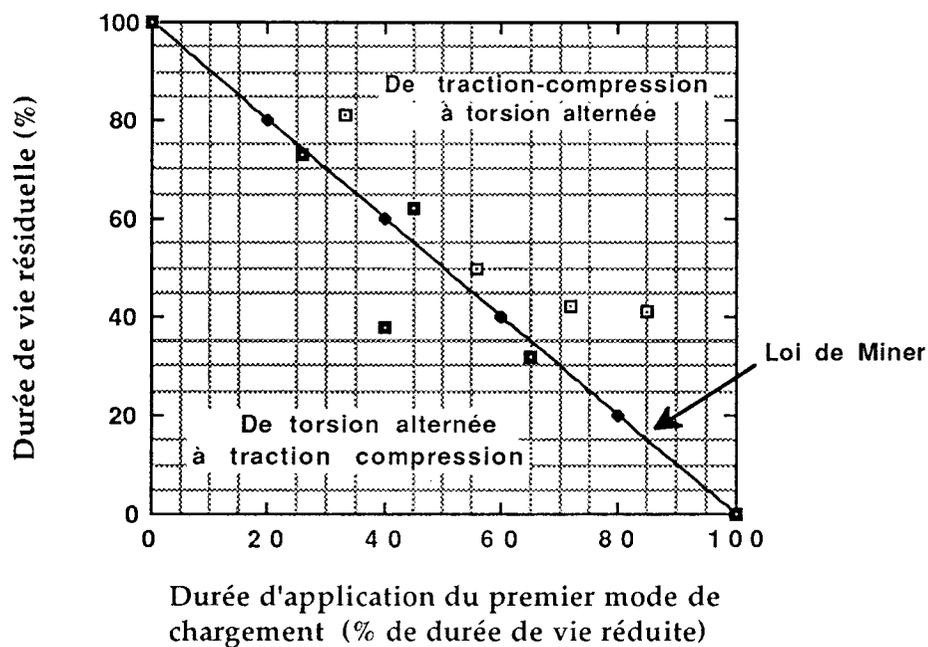


Figure IV-18 Evolution de la durée de vie résiduelle en traction-compression en fonction d'un premier cyclage en torsion alternée et réciproquement. En fatigue oligocyclique (7000 cycles, haut) et en endurance limitée (850000 cycles, bas).

Traction-compression pourcentage par rapport à 850000 cycles	80	55	57	50	47	20
Torsion pourcentage par rapport à 870000 cycles	26	67	122	167	>200	132
Somme des pourcentages	106	122	179	217	>247	152

Tableau III : fatigue à endurance limitée : traction-compression suivie de torsion.

La figure IV-18b présente les résultats obtenus par W. Zhang pour des durées de vie équivalentes en torsion alternée et en traction-compression de 400000 cycles.

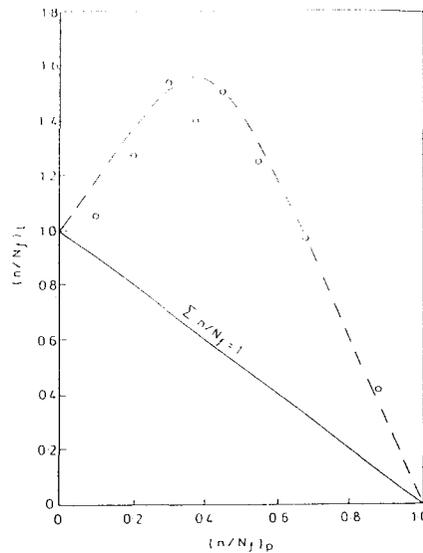


Figure IV-18 b Evolution de la durée de vie résiduelle en torsion alternée en fonction d'un premier cyclage en traction-compression. Durée de vie de 400000 cycles [108].

Nos résultats comme ceux de W. Zhang montrent la même tendance observée par ailleurs aussi sur le 316 par Weiss [96-98] :

(i) pour un premier chargement de traction-compression suivi de torsion alternée, il y a net excès des cumuls de durées réduites par rapport à un cumul linéaire du type de la loi de Miner.

(ii) pour un premier chargement en torsion suivie de traction-compression, les cumuls de durées de vie réduites donnent des valeurs inférieures par comparaison à un cumul linéaire du type de Miner.

De plus, si l'on s'intéresse plus particulièrement aux essais correspondant à l'endurance limitée, nous nous apercevons que la durée de vie peut être multipliée par un facteur de plus de 1,5 après une première séquence en traction-compression.

Ce type de cumul s'explique par le changement d'état de contrainte accompagnant le changement du mode de chargement et les fissures qui sont générées dans l'un et l'autre mode.

L'effet des densités de fissures et de leur mode de propagation va permettre de mieux comprendre les courbes obtenues:

(i) pour les essais correspondant au domaine de la fatigue oligocyclique, il apparaît que les points sont plus resserrés et correspondent davantage à un type de cumul linéaire. Ceci est généralement le cas, plus les niveaux de contraintes sont importants et plus les cumuls de l'endommagement tendent vers la linéarité proposée par Miner.

(ii) lorsque l'on passe d'un mode de chargement de traction-compression à un mode de chargement de torsion alternée on passe d'un niveau de contrainte bas à un niveau de contrainte élevé : ceci a tendance à donner un cumul supérieur à la loi linéaire de Miner. Le passage symétrique correspond à la situation inverse (niveau haut vers niveau bas) et le cumul est inférieur à la loi de Miner.

La torsion a donc plus d'influence sur la traction-compression que cette seconde n'en a sur la première.

Si maintenant nous nous intéressons aux types de fissures générées par l'un et l'autre des modes de chargement, et à leur orientation par rapport à l'axe de l'éprouvette, on s'aperçoit que

(i) les fissures de types I et II de traction-compression sont orientées à $\pm 45^\circ$ de cet axe et le passage à un mode de torsion alternée les rend inactives pour la plupart.

(ii) les fissures de type III de traction-compression ont une orientation moyenne à 90° de l'axe de l'éprouvette : Elles correspondent à une des orientations naturelles de propagation des fissures croissant en cisaillement pendant le chargement de torsion alternée.

(iii) les fissures croissant en cisaillement en torsion alternée sont pour une partie orientées parallèlement à l'axe de l'éprouvette et pour l'autre perpendiculairement à cet axe. Ces dernières sont donc particulièrement endommageantes puisqu'elles correspondent à une orientation de mode d'ouverture en traction-compression. Si les fissures orientées selon l'axe de l'éprouvette deviennent inactives, les fissures de cisaillement orientées perpendiculairement à l'axe sont idéalement orientées pour la traction-compression, quel que soit le type de fissures auxquels elles appartiennent.

En conclusion, il faut attendre la formation de fissures de type III en traction-compression pour observer une croissance continue lors du changement de mode de chargement vers la torsion alternée et ainsi un effet réducteur sur la durée de vie dans ce dernier mode. Dans la situation inverse, l'effet réducteur est immédiat.

On comprend maintenant l'allure des courbes obtenues.

Une remarque est à faire cependant : nous avons observé qu'en endurance limitée la direction de propagation la plus rapide en torsion alternée correspond à une orientation à $\pm 45^\circ$ de l'axe de l'éprouvette. Nous observons cependant toujours cet excès de cumul de l'endommagement lorsque l'on passe d'un mode de torsion alternée à un mode de traction-compression. Ceci s'explique donc également par l'arrêt global de la croissance des fissures lorsque le changement de mode de chargement s'opère dans ce sens.

En fait, nous avons bien observé une période de "stagnation de l'endommagement" correspondant à cet excès de cumul de l'endommagement.

Cet effet prend encore plus d'importance pour des durées de vie de l'ordre du million de cycles. En effet, la déformation plastique ou le cisaillement plastique sont très faibles pour ces durées de vie et la croissance des fissures est encore plus dépendante de leur orientation avant changement de mode de chargement.

La figure IV-19 précise cette idée de l'influence de l'orientation sur la croissance consécutive d'une fissure sous un autre mode de sollicitation.

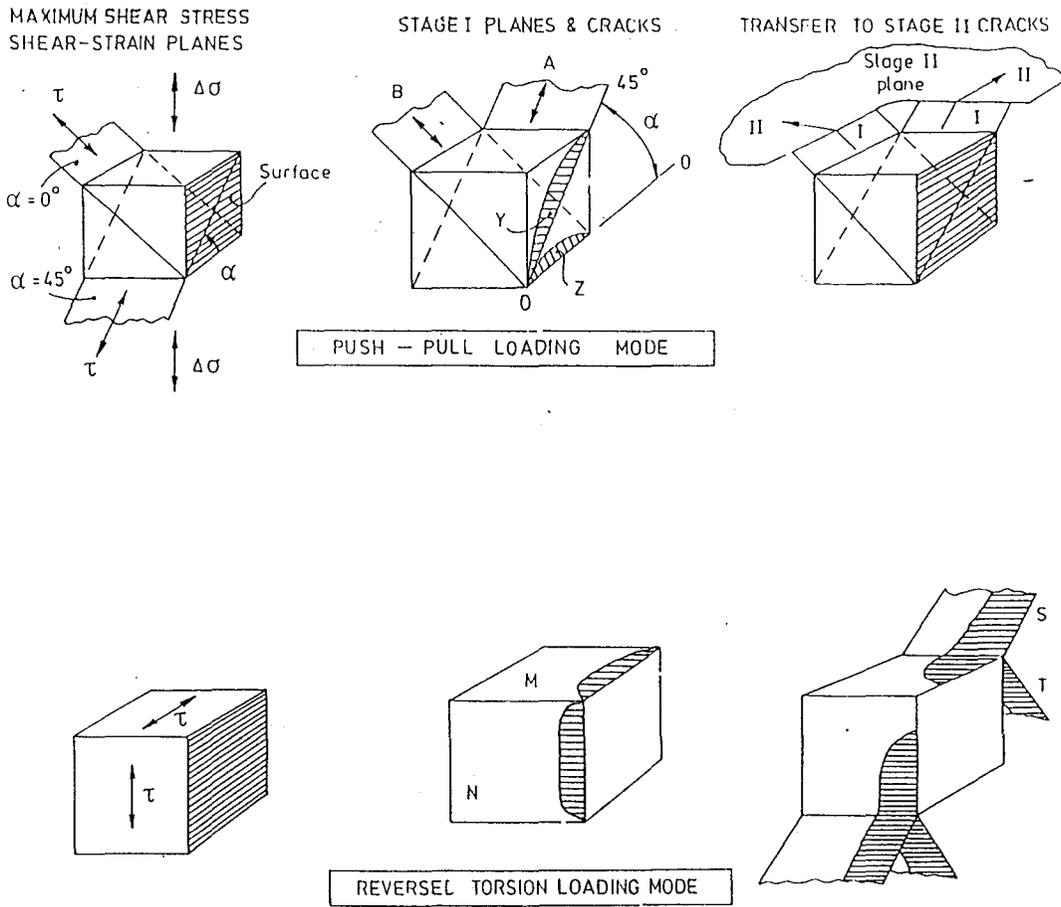


Figure IV-19 Effet d'orientation des fissures sur leur croissance consécutive dans un second mode de sollicitation. [109].

De traction-compression à torsion alternée (haut) et réciproquement (bas).

IV-6 CONCLUSION SUR L'ENDOMMAGEMENT DE L'ACIER A 0,4 %

Comparaison des endommagements en traction-compression et en torsion alternée.

Les densités de fissures sont nettement plus élevées en torsion alternée qu'en traction-compression : un facteur de 2 intervient en moyenne dans les densités de fissures générées.

En fatigue oligocyclique et pour la torsion alternée, la densité est si importante que les fissures fatales croissent par interactions de façon quasi-linéaire.

La diminution des densités de fissures en fonction de la durée de vie est assez brutale en traction-compression. Lorsque l'on passe de durées de vie de l'ordre de 7000 cycles à 118000 cycles, les densités de fissures sont réduites d'un facteur de 2 à 3.

Elles sont encore diminuées d'un facteur 3, voire plus, lorsque l'on passe à 430000 cycles.

Pour cette durée de vie, peu de fissures de type I sont générées et elles évoluent peu. Seules quelques une parviennent dans les classes supérieures et causent ainsi la destruction finale des éprouvettes mais par croissance individuelle.

A une durée de vie de 870000 cycles, la croissance de la fissure fatale est entièrement individuelle.

En torsion alternée, les densités de fissures demeurent élevées jusqu'au domaine de l'endurance limitée. Une différence importante entre les fissures formées en torsion alternée et celles formées en traction-compression est le rapport d'aspect. Les fissures de torsion, même si elles sont longues en surface ont un rapport d'aspect à l'avantage de la surface. Plus de fissures en torsion alternée sont donc nécessaires pour conduire à la détérioration de l'éprouvette.

Il en est autrement des fissures qui se propagent dans un mode d'ouverture pour les essais de torsion alternée effectués dans le domaine de l'endurance limitée , mais il faut ajouter que ces fissures sont assez peu nombreuses et concentrent rapidement toute l'énergie plastique de déformation.

Nous retrouvons un schéma global de l'évolution des populations de fissures qui est approximativement le même entre traction-compression et torsion alternée, mis à part cette différence dans les maxima des densités :

(i) une génération de fissures de type I pendant toute une première partie des durées de vie jusqu'à ce qu'une densité suffisamment importante de fissures de type II se soit formée.

(ii) le taux de génération se réduit du fait de la localisation partielle de l'énergie plastique de la déformation. Les fissures de type II évoluent lentement. La population des fissures de type I atteint à la fin de cette phase son maximum de densité.

(iii) les fissures de type III se forment rapidement et la densité de fissures de type I décroît .

Comparaison des endommagements en traction compression du 316L et de l'acier à 0,4 % de carbone.

Les évolutions de l'endommagement semblent pouvoir être décrites de la même manière pour les deux aciers. Nous avons décrit ci dessus les trois phases caractéristiques de l'endommagement en surface.

Celles-ci avaient d'abord été décrites plus précisément pour l'acier 316L. Les durées relatives des trois phases correspondent approximativement aux mêmes valeurs (formation des premières fissures de type II, de type III).

Cependant, encore une fois, les densités semblent être plus importantes pour le dernier acier étudié.

Cette caractéristique mise à part, la correspondance montre que la progression de l'endommagement physique de la surface dépasse le cadre des aciers monophasés et semble pouvoir s'appliquer à l'acier ferrito-perlitique étudié.

Une raison peut être évoquée: il s'agit là d'un effet statistique. Des comportements moyens des fissures sont trouvés indépendants de la microstructure à partir d'une densité minimale de fissures. Les bases de la propagation restent les mêmes, influencées par la mécanique, mais le grand nombre de fissures réduit en quelque sorte cette influence au bénéfice d'un comportement moyen.

CONCLUSION

GENERALE

CONCLUSION GENERALE

Nous avons défini les processus physiques de l'endommagement de surface d'éprouvettes lisses soumises à des déformations plastiques cycliques variant dans la gamme $\Delta\varepsilon_p$ [4×10^{-4} , 2×10^{-2}].

Les fissures courtes formées par fatigue à la surface sont très nombreuses et toutes se propagent avec des différences de vitesses dues à des influences locales variables pour chacune d'elles. L' influence locale combine la microstructure voisine des fissures (présence d'obstacles à la propagation ...) et la présence d'autres fissures.

En outre, le nombre élevé de fissures et la formation tardive des quelques fissures fatales suggèrent un effet marqué du caractère statistique de la détérioration d'un échantillon. Ceci d'autant plus que les amplitudes de déformation plastique sont fortes.

La description de la fatigue dans le domaine oligocyclique est faite par des méthodes d'approche tenant compte de chaque fissure et de son environnement. Ces méthodes tiennent compte du facteur statistique dû à la fissuration multiple et interactive en surface.

Même si une majorité de ces fissures ne joue pas un rôle dans la formation de la fissure fatale, c'est donc bien la multiplicité de la fissuration qui décrit l'endommagement physique des éprouvettes.

Plusieurs éléments originaux de notre approche peuvent être soulignés :

(1) Les notions d'endommagement ont été détaillées en termes de multiplicité des fissures, de la distribution statistique de leur longueur en surface et de leur vitesse de fissuration.

La loi de Manson Coffin a été obtenue sur la base de considérations statistiques de l'accroissement d'éléments endommageants élémentaires : les fissures de type I, de longueur en surface inférieure à 50 μm (suivant la théorie de la percolation).

Ceci souligne l'importance de l'endommagement en fatigue à des échelles intermédiaires ou mésoscopiques et la nécessité de sa description à ces échelles.

La formation d'une fissure fatale apparaît comme le résultat d'une compétition cinétique entre la production statistique d'éléments endommageants à la surface et la propagation individuelle de chacun d'eux.

En fatigue oligocyclique, la cinétique de production de ces éléments endommageants à la surface est prépondérante. La propagation tardive en volume est une conséquence de la fissuration multiple et interactive de surface.

En endurance limitée, la production d'éléments endommageants est très ralentie à la surface et chacun des éléments peut se développer en volume indépendamment.

Le passage de la fatigue oligocyclique à la fatigue à endurance limitée concerne alors une modification de la "force motrice" de l'endommagement : de la croissance en surface en fatigue oligocyclique à la croissance en volume en endurance limitée.

Si maintenant, nous nous intéressons à la fatigue à endurance limitée, les densités de fissures courtes apparaissent plus basses; la percolation ne va plus représenter l'évolution du système. Le rôle de la surface doit être moins important au profit de la propagation en volume.

(II) La progression de l'endommagement à l'air en traction-compression d'éprouvettes lisses de 316L a été décrite par la dynamique du système de fissures.

L'évolution des fissures de type I présentent quatre phases distinctes, pour les éprouvettes de 316L soumises à des essais de traction-compression :

(i) une première phase d'écrouissage de l'éprouvette qui consomme quelques pour-cents de la durée de vie réduite. Dans cette phase, les microstructures de dislocations jouent un rôle essentiel.

(ii) une seconde phase qui débute avec la formation des premières fissures de type I. Elle aboutit à une densité moyenne de fissures de type I de l'ordre de 50 par mm^2 en 25 % de la durée de vie.

(iii) une troisième phase qui suit la formation de deux ou trois fissures de type II : une localisation de la déformation plastique doit intervenir partiellement,

causant sur le reste de la surface une réduction notable du taux de formation des fissures de type I. Cette troisième phase "consomme" environ 40 % de la durée de vie et mène à un maximum de densité en type I.

(iv) la dernière phase se traduit par une chute rapide des populations de type I. Cette dernière phase semble correspondre à une phase de croissance "anarchique" qui donne rapidement lieu à la formation accélérée des types III. Cette phase se caractérise par le doublement de la densité de type II en moins de 20 % de la durée de vie dans tous les cas. Ceci exprime la transformation des fissures de type I en type II et leur participation à la formation rapide des fissures de type III et de la fissure fatale.

Ce schéma est modifié pour les valeurs supérieures de la déformation ($\Delta\varepsilon_p > 6 \times 10^{-3}$). Les densités diminuent alors globalement pour des questions de cinétique : les fissures se forment aussi rapidement qu'aux niveaux intermédiaires de déformation (en termes de pourcentages de vies réduites), mais elles évoluent vite par propagation et coalescence. La détérioration du matériau est due à la formation rapide de quelques fissures et la génération de nouvelles fissures est alors vite subsidiaire.

Il apparaît que le dernier stade de l'endommagement qui précède immédiatement la rupture correspond à un stade où quelques fissures se sont propagées en profondeur au delà de quelques tailles de grains et concentrent la déformation plastique.

La description physique de ce stade semble indépendante du niveau de déformation plastique, pour les amplitudes de déformation plastique considérées. Le niveau de déformation plastique interviendrait dans la facilité à rassembler les conditions nécessaires à la formation des quelques fissures profondes.

Ceci suggère donc une certaine "constance" de l'endommagement à terme. La rupture apparaît encore comme la conséquence d'un processus plus ou moins long mais qui aboutit à un même stade de détérioration du matériau pour tous les niveaux de déformation investis (correspondant à la fatigue oligocyclique comme à l'endurance limitée).

(III) Les fissures de type II constituent un maillon essentiel qui permet, dans nos conditions de chargement et d'expérience, de passer d'un mode de croissance à l'autre (cisaillement cristallographique et mode d'ouverture) : leur importance doit donc être soulignée dans le processus de l'endommagement. Limiter leur formation et ralentir leur évolution permet de modifier de façon significative les durées de vie.

Leur formation dépend directement de la résistance relative opposée par le joint de grain à la fissuration. Celle-ci influe donc d'une part sur la transformation de fissures de type I en fissures de type II et d'autre part sur la transformation par propagation et coalescence des fissures de type II en fissures de type III.

Le joint de grain représente une barrière efficace à la propagation jusqu'à une amplitude de déformation plastique de $1,2 \times 10^{-3}$. Pour cette valeur, les vitesses des fissures de type I et II sont égales. Ceci semble indiquer un changement de l'évolution de l'endommagement:

(i) au dessus de cette valeur de déformation plastique, les fissures de type II correspondent à une accélération de cet endommagement et vont pouvoir donner rapidement lieu à la formation de fissures de type III, et de la fissure fatale.

(ii) en deçà de ce niveau de déformation plastique, l'endommagement va se ralentir si l'on considère, d'une part que les vitesses de fissuration donnent une image de la vitesse d'accumulation de cet endommagement, et d'autre part que les fissures de type II croissent plus lentement que les fissures de type I. Il va exister une période de "stagnation" apparente de l'endommagement entre la formation des premières fissures de type II et la formation des fissures de type III.

(IV) Une modélisation numérique a été présentée afin de simuler l'évolution globale et statistique d'un grand nombre de fissures à différentes amplitudes de déformation plastique. Il repose sur des générations aléatoires de fissures de type I, de leur propagation en surface et de leurs interactions aléatoires.

Notre modélisation s'intéresse aux développements de l'endommagement physique qui se déroule depuis la génération de fissures de type I jusqu'à la formation de type IV (de longueur en surface supérieure à 500/600 μm), soit plus de 80 % du nombre de cycles à la rupture.

Cette modélisation numérique nous a permis de simuler les résultats expérimentaux et de mieux comprendre les mécanismes qui aboutissent à la formation d'une ou de plusieurs fissures fatales. La modélisation permet aussi de discuter l'importance de chaque mécanisme d'endommagement comme de leur interaction.

Plusieurs points importants sont considérés

(i) une relation proportionnelle entre l'amplitude de déformation plastique et le pourcentage de grains plastifiés (60% des grains à $\Delta\varepsilon_p=8 \times 10^{-4}$).

(ii) un taux constant des densités de fissures de type I en se basant sur l'évolution expérimentale exprimée en fonction du pourcentage de durée de vie réduite N/N_i . Les taux varient uniquement si nous les définissons par rapport aux nombres de cycles.

(iii) la densité critique de fissures de type II permettant de passer à la dernière phase de l'endommagement.

(iv) un calcul des nombres de cycles en fonction d'une croissance et d'une vitesse de propagation connues des fissures de type I et des fissures de type III.

(V) Trois mécanismes de l'endommagement de l'acier 316 L ont été distingués :

(i) la génération de fissures : Le taux de génération apparaît lié au matériau lui-même (ainsi qu'à leur localisation).

Le changement d'environnement de l'air à un milieu corrosif ne modifie pas ce taux si on l'exprime en fonction du pourcentage de durée de vie réduite.

La répartition de la déformation plastique reste globalement identique dans la gamme de déformation plastique investie ($\Delta\varepsilon_p$ variant de 4×10^{-4} à 2×10^{-2}). Ces conditions de plasticité demeurent les mêmes pour les essais à l'air ou en milieu corrosif NaCl, à potentiel libre.

Au contraire, le vide modifie la répartition de la plasticité à la surface de l'échantillon (le nombre de bandes de glissement augmente et le glissement devient plus homogène). Ceci réduit le taux de génération des fissures et contrôle par la suite la progression de l'endommagement.

La génération des fissures de type I reste globalement la même à l'air et en milieu salin et semble, dans ce cas, liée au matériau 316L et aux conditions de sollicitation de traction-compression.

(ii) la coalescence des fissures : ce mécanisme est apparu comme modifiant plutôt la manière dont se forment les fissures. Une influence limitée de la coalescence sur la durée de vie est apparue à partir des simulations avec ou sans coalescence (diminution maximale de 25 % des durées de vie simulées sans coalescence).

La coalescence intervient en limitant finalement le nombre de fissures qui vont pouvoir se développer au delà de un ou deux grains.

Il nous faut alors concevoir la coalescence comme un phénomène qui modifie le processus de formation des fissures fatales bien plus que comme un mécanisme qui réduit sévèrement les durées de vie des éprouvettes.

Elle ne modifie pas radicalement les durées de vie simulées en conséquence des périodes d'arrêt plus ou moins longues qui suivent chaque coalescence.

La coalescence correspond à un "effet de nombre pour les fissures" (un nombre de fissures minimum doit exister pour rendre probables et nombreux les cas de coalescence). Il apparaît que dans l'intervalle des densités de fissures obtenues, ce mécanisme ne puisse pas se réaliser de façon importante à l'échelle globale. Il intéresse davantage l'échelle locale où les densités peuvent être 10 fois plus importantes que les densités moyennes.

La multiplicité des fissures intervient davantage en modifiant la valeur moyenne des vitesses de propagation à la surface.

(iii) la vitesse de propagation en surface des fissures : elle apparaît comme ayant une influence majeure sur la durée de vie.

La vitesse instantanée est la résultante d'effets mécaniques (niveau de déformation plastique, résistance relative des joints de grains ...) , d'effet d'environnement et, comme il a été précisé ci dessus, d'effet du nombre de fissures dans l'environnement direct. Ce dernier effet résulte de la localisation de la déformation plastique et des interactions de déformation plastique entre fissures.

Les comportements à l'air et en milieu corrosif à potentiel libre du 316 L se déduisent l'un de l'autre de manière homothétique, le milieu corrosif intervenant dans ces conditions en accélérant les vitesses de propagation des fissures à la surface.

Un processus d'endommagement radicalement différent entre les essais à l'air et les essais dans le vide est mis en évidence et ne correspond pas au schéma de progression de l'endommagement décrit au début de cette conclusion, dû à une répartition différente du glissement .

Ces différences entre air et vide comme les similarités entre air et milieu corrosif (résultats expérimentaux et simulés) confirment bien la pertinence de notre modélisation numérique .

(VI) Le processus d'endommagement à l'air d'éprouvettes lisses d'un acier biphasé à 0,4 % de carbone suit globalement le schéma décrit pour le 316L en traction-compression et en torsion alternée.

Une différence importante se situe au niveau des densités de fissures se formant : un facteur de 1,5 est observé entre les matériaux pour les essais de traction-compression et "à l'avantage" de l'acier à 0,4 % de carbone.

La torsion alternée de l'acier à 0,4 % de carbone peut être décrite de la même manière globalement en considérant un facteur multiplicatif de 4 ou 5 par rapport aux densités observées sur le 316L en traction-compression. Ces densités plus importantes doivent modifier l'étendue du domaine où la percolation est à même de décrire l'évolution du système de fissures.

L'endommagement cumulé, uniaxial et multiaxial, a été décrit en fonction des populations de fissures formées pendant une première séquence de cyclage : pour l'acier 316L, comme pour l'acier biphasé à 0,4 % de carbone, la vie résiduelle est liée au type de populations de fissures formées à la première séquence et à leur orientation dans le cas de l'endommagement en fatigue multiaxiale.

La similarité des comportements globaux des fissures à la surface des éprouvettes, indépendamment de barrières à la fissuration différentes pour les deux matériaux, s'explique par l'effet de nombre. Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, des nombres importants de fissures sont générés à la surface des éprouvettes, et

l'évolution de l'ensemble des fissures prend un caractère statistique qui devient prépondérant , au dépend des disparités de microstructures.

Une étude précise est nécessaire afin de vérifier les observations faites sur l'évolution des vitesses moyennes de propagation en surface des fissures de type II, par rapport aux vitesses des fissures de type I.

Les développements futurs de l'étude de percolation peuvent être étendus aux populations formées par torsion alternée.

Dans une étude à venir, il serait intéressant d'analyser l'effet de la taille de grain sur une répartition des populations de fissures et sur leur évolution en fatigue oligocyclique comme en endurance limitée. Pour cela , nous conservons à l'esprit la variation des nombres de bandes de glissement intenses, en fonction de la taille de grain et de l'amplitude de déformation plastique, utilisée pour la théorie de la percolation.

Dans ce contexte, l'effet des amplitudes de déformation plastique sur les zones d'interaction entre fissures à la surface est à vérifier expérimentalement, pour différents modes de sollicitation.

Enfin, l'effet de texture (morphologique et cristallographique) sur le développement des populations de fissures à la surface des éprouvettes peut être envisagé.

REFERENCES

REFERENCES

- [1] Albert, W.A.J. (1838) Arch. Miner. Geognesie Berg. Huttenkunde, 10, 215-219.
- [2] Wohler, A. (1871) Tests to determine the forces acting on railway carriage axles and the capacity of resistance of the axles. Engineering, 11, 199-211.
- [3] Basquin, O., H. (1910) The exponential law of endurance tests, Proc. Am. Soc. for Testing and Materials, 10, 625-631.
- [4] Miller K.J. (1982) The short crack problem. Fatigue Engng. Mat. Struct., 5, 3, 223-232.
- [5] Mughrabi, H., Ackermann, F. and Herz, K. (1979) Persistent slip bands in cyclically deformed copper crystals. ASTM STP 675, 69-105.
- [6] Winter, A.T., Pedersen, O. B. and Rasmussens, K.V. (1981) Dislocation microstructures in fatigued copper polycrystals. Acta Met., 29, 735-748.
- [7] Magnin, T., Driver, J., Lepinoux, J. and Kubin, L.P. (1984) Aspects microstructuraux de la deformation cyclique dans les metaux et alliages cc et cfc. I & II. Revue Phys. Appl., 19, 467-482 & 483-4.
- [8] Vogt, J.B., Magnin, T. and Foct, J. (1990) Factors influencing planar slip during fatigue in fcc stainless steel. In Fatigue 90, Fourth Int. Conf. on Fatigue and Fatigue Threshold, Hawai.
- [9] Brown, M.W. and Miller, K.J. (1973) A theory for fatigue failure under multiaxial stress-strain conditions. Proceedings of the Institution of Mech. Engns., 187, 745-755.
- [10] Magnin, T., Coudreuse, L. and Lardon, J.M. (1985) A quantitative approach to fatigue damage evolution in fcc and bcc stainless steel. Scripta Met., 19, 1487-1490.
- [11] Magnin, T. and Driver, J.R. (1979) The influence of strain rate on low-cycle fatigue properties of single and polycrystals of two ferritic alloys. Mat. Sc. Engng., 39, 175-185.
- [12] Guiu, F., Dulniak, R. and Edwards, B.C. (1982) On the nucleation of fatigue cracks in pure polycrystalline α -iron. Fatigue Engng. Mat. Struct., 5, 4, 311-321.
- [13] Hobson, P.D., Brown, M.W. and de Los Rios, E.R. (1986) Two phases of short crack growth in a medium carbon steel. in The behaviour of short fatigue cracks, EGF Publication 1 (Eds. Miller K.J. and de Los Rios E.R.) Published by MEP, Institution of Mechanical Engineers, 441-459.
- [14] de Los Rios, E.R., Tang, Z. and Miller, K.J. (1984) Short crack fatigue behaviour in a medium carbon steel. Fatigue Engng. Mat. Struct., 7, 2, 97-108.
- [15] Lankford, J. (1977) Initiation and early growth of fatigue cracks in high strength

steel. Engng. Fract. Mech., 9, 617-624.

[16] Jacquelin, B., Hourlier, F. and Pineau, A. (1983) Crack initiation under low-cycle multiaxial fatigue in type 316L stainless steel. *Journal Press. Vess. Tech.*, 105, 138-143.

[17] Jacquelin, B. (1983) Amorcage des fissures en fatigue oligocyclique sous chargement multiaxial. PhD Thesis, ENSMP.

[18] Wareing, J. and Vaughan, H.G. (1977) The relationship between striation spacing, macroscopic crack growth rate and the low cycle life of a 316 stainless steel at 625 °C. *Metal Sc.*, 11, 439-446.

[19] Levailant, C. (1984) Approche metallographique de l'endommagement d'aciers inoxydables austenitiques sollicités en fatigue oligocyclique ou en fluage : Description et interpretation physique des interactions fatigue-fluage-oxydation. Doctorate Es Sciences Thesis, ENSMP.

[20] Forsyth, P.J.E. (1961) A two stage process of fatigue crack growth. *in* Proceedings of Symposium on crack propagation, Cranfield, HSMO, London, 76-94.

[21] Maiya, P.S. (1975) Considerations on crack initiation and crack propagation in low-cycle fatigue. *Scripta Met.*, 9, 1141-1146.

[22] Yamaguchi, K. and Kanazawa, K. (1979) Crack propagation rates of austenitic stainless steel under high temperature low-cycle fatigue conditions. *Met. Trans. A.*, 10A, 1445-1451.

[23] Ramade, C. (1990) Mecanisme de microfissuration et endommagement en fatigue oligocyclique de polycristaux monophasés. PhD Thesis, ENSMSE.

[24] Ma, B.T. and Laird, C. (1986) Distributions of small cracks sizes in fatigued copper single crystals. Statistical aspects of competitive growth. *in* Small Fatigue Cracks (Eds. Ritchie, R.O. and Lankford, J.) The metallurgical Society. 9-28.

[25] Ma, B.T. and Laird, C. (1989) Overview of fatigue behaviour in copper single crystals. *Acta Met.*, 37, 2, 325-379.

[26] Miller K.J., Mohammed, H.J. and de Los Rios, E.R. (1986) Fatigue damage accumulation above and below the fatigue limit. *in* The Behaviour of Short fatigue cracks EGF Publication 1 (Eds. Miller, K.J. and Los Rios, E.R.) The Mechanical Engng. Publications, London, 491-511.

[27] Ibrahim, M.F.E. and Miller K.J. (1980) Determination of fatigue crack initiation life. *Fatigue Engng. Mat. Struct.*, 2, 351-360.

[28] Brown, M.W. (1986) Interfaces between short, long and non-propagating cracks. *in* The Behaviour of Short fatigue cracks EGF Publication 1 (Eds. Miller, K.J. and Los Rios, E.R.) The Mechanical Engng. Publications, London, 423-439.

- [29] Paris, P.C. and Erdogan, F. (1963) A critical analysis of crack propagation laws. *J. Basic Engng., Trans. AIME, D*, 85, 528-534.
- [30] Mukarami, Y., (1987) *Stress Intensity Factors Handbook*, Pergamon Press, Oxford.
- [31] Brown M.W. (1988) Aspects of fatigue crack growth. *Proceedings of the Inst. of Mech. Engrs.*, 202, C1,19-29.
- [32] Ritchie, R.O. (1979) Near threshold fatigue-crack propagation in steels. *Int. Met.Rev.*, 24, 205-230.
- [33] Boettner, R.C., Laird, C. and Mc Evily, A.J. (1965) Crack nucleation and growth in high-strain low-cycle fatigue. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 233, 379-387.
- [34] Solomon, H.D. (1972) Low-cycle fatigue crack propagation in 1018 steel. *J. Mater.*, 7, 299-306.
- [35] Haigh, J.R. and Skelton, R.P. (1978) A strain intensity approach to high temperature fatigue crack growth and failure. *Mat. Sc. Engng.*, 36, 133-137.
- [36] Tomkins, B. (1968) Fatigue crack propagation-an analysis. *Phil. Mag.*, 18, 1041-1066.
- [37] Miller, K.J. (1987) The behaviour of short fatigue cracks and their initiation. Part I - A review of two recent books. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 10, 1, 75-91.
- [38] Suresh, S. and Ritchie, R.O. (1984) Propagation of short fatigue cracks. *Int. Met. Rev.*, 29, 6, 445-476.
- [39] Lankford, J. (1982) The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 Aluminum. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 5, 3, 233-248.
- [40] Smith, R.A. (1977) On the short crack limitations of fracture mechanics. *Int. J. Fract.*, 13, 717-720.
- [41] Taylor, D. and Knott, J.K. (1981) Fatigue crack propagation behaviour of short cracks : The effect of microstructure. *Fatigue Engng. Mat. Struct.*, 4, 2, 147-155.
- [42] Kitagawa, K. and Takahashi, S. (1976) Applicability of fracture mechanics to very small cracks in the early stage. *Proceedings of the 2nd Int. Conf. on the Behaviour of Materials, ICM 2, Boston*, 627-631.
- [43] Lankford, J. (1980) On the small crack fracture mechanics problem. *Int. J. Fract.*, 16, R7-R9.
- [44] Taylor, D. (1982) *Euromech Colloquium on short fatigue cracks*. *Fatigue Engng. Mat. Struct.*, 5, 4, 305-309.
- [45] Taylor, D. (1986) Fatigue of short cracks: the limitations of fracture mechanics. *in The Behaviour of Short fatigue cracks* EGF Publication 1 (Eds. Miller, K.J. and Los Rios, E.R.) *The Mechanical Engng. Publications, London*,479-490.

- [46] Shijve, j. (1966) Significance of fatigue cracks in microrange and macrorange. *in* Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415, 415-459.
- [47] Miller, K.J. (1987) The behaviour of short fatigue crack and their initiation. Part II : A general summury. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 10, 2, 93-113.
- [48] El-Haddad, M.H., Smith, K.N. and Topper, T.H. (1979) Fatigue crack propagation of short cracks. *Trans. ASME*, 101, 42-46.
- [49] Pearson, S. (1975) Initiation of fatigue cracks in commercial aluminum alloys & subsequent propagation of very short fatigue cracks. *Engng. Fract. Mechanics*, 7, 235-247.
- [50] Morris, W.L., James, M.R. and Buck, O. (1981) Growth rate models for short surface cracks in Al 2219-T851. *Met. Trans.*, 12A, 51-64.
- [51] James, M.R. and Smith, G.C. (1983) Crack closure and surface microcrack thresholds. Some experimental observations. *Int. J. Fat.*, 5, 2, 75-78.
- [52] James, M.R. and Morris, W.L. (1983) Effect of fracture surface roughness on growth of short fatigue cracks. *Met. Trans.*, 14A, 153-155.
- [53] Tanaka, K., Nakai, Y. and Yamashita, M. (1981) Fatigue growth threshold of the small cracks. *Int. J. Fract.*, 17, 5, 519-533.
- [54] Zurek, A.K., James, M.R. and Morris, W.L. (1983) The effect of grain size on fatigue growth of short cracks. *Met. Trans.*, 14A, 1697-1705.
- [55] Miller, K.J. (1991) Metal fatigue; past current and future. *Proceedings of the Institution of Mech. Engns.*, 205, 1-14.
- [56] Daeubler, M.A. and Thompson, A.W. (1986) Microstructural effects on short fatigue cracks in eutectoid steels. *in* Small Fatigue Cracks (Eds. Ritchie and Lankford) The metallurgical Society, 157-164.
- [57] Gregory, J.K., Gysler, A. and Luetjering, G. (1984) The influence of texture on fatigue microcrack propagation in an AlZnMgCu alloy. *2nd Int. Conf. on Fatigue and Fatigue Threshold, II*, 847-856.
- [58] Hobson, P.D. (1982) The formulation of a crack growth equation for short cracks. *Fatigue Engng. Mat. Struct.*, 5, 4, 323-327.
- [59] Hobson, P.D. (1985) The growth of short fatigue cracks in a medium carbon steel. PhD Thesis, Mech. Engng. Dept., University of Sheffield.
- [60] Yates, J.R. and Grabowski, L. (1990) Fatigue life assessment using a short crack growth model. *in* Fatigue 90, Fourth Int. Conf. on Fatigue and Fatigue Threshold, Hawaii.
- [61] Grabowski, L. and King, J. E. (1992) Modelling short crack growth behaviour in nickel-base superalloys. *Fatigue Engng. Mat. Struct.*, 15, 6, 595-606.

- [62] Chan, K.S. and Lankford, J. (1983) A crack-tip strain model for the growth of small fatigue cracks, *Scripta Met.*, 17, 529-532.
- [63] Frost, N.E., Marsh, K. J. and Pook, L.P. (1974) *Metal fatigue*, Clarendon Press, Oxford, p. 263.
- [64] Miller, K.J. and Gardiner, T. (1977) High temperature cumulative damage for stage I crack growth. *J. Strain Analysis*, 12, 4, 253-261.
- [65] Perez Carbonell, E. and Brown, M.W. (1986) A study of short crack growth in torsional low-cycle fatigue for a medium carbon steel. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 9, 1, 15-33.
- [66] de Los Rios, E.R., Mohamed, H.J. and Miller, K.J. (1985) A micro-mechanics analysis for short fatigue crack growth. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 8, 1, 49-63.
- [67] Navarro, A. and de Los Rios, E.R. (1987) A model for short fatigue crack propagation with an interpretation of short-long crack transition. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 10, 2, 169-186.
- [68] Navarro, A. and de Los Rios, E.R. (1988) A microstructurally-short fatigue crack equation. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 11, 5, 383-396.
- [69] Navarro, A. and de Los Rios, E.R. (1988) Short and long fatigue crack growth : A unified model. *Phil. Mag.*, 57, 1, 15-36.
- [70] Suresh, S. and Ritchie, R. O. (1984) Propagation of short fatigue cracks. *Int. Mets. Rev.*, 29, 6, 445-476.
- [71] Magnin, T., Coudreuse, L. and Lardon, J. M. (1985) A quantitative approach to fatigue damage evolution in fcc and bcc stainless steels. *Scripta Met.*, 19, 1487-1492.
- [72] Magnin, T. and Ramade, C. (1989) Low-cycle fatigue damage mechanisms of fcc and bcc polycrystals : Homologous behaviour ? *Mat. Sc. Engng.*, A118, 41-52.
- [73] Suh, C.M., Yuuki, R. and Kitagawa, H. (1985) Fatigue microcracks in a low carbon steel. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 8, 2, 193-203.
- [74] Suh, C.M.. and Kitagawa, H. (1987) Crack growth behaviour of fatigue microcracks in low carbon steel. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 9, 6, 409-424.
- [75] Suh, C.M., Lee, J.J. and Kang, Y.G. (1990) Fatigue microcracks in type 304 stainless steel at elevated temperature. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 13, 5, 487-496.
- [76] Ochi, Y., Ishii, A. and Sasaki, S.K. (1985) An experimental and statistical investigation of surface fatigue crack initiation and growth. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 8, 4, 327-339.
- [77] Polak, J. and Liskutin, P. (1990) Nucleation and short crack growth in fatigued

- polycrystalline copper. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 13, 2, 119-133.
- [78] Vasek, A. and Polak, J. (1991) Low-cycle fatigue damage accumulation in armco-iron. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 14, 2/3, 193-204.
- [79] Taylor, D. (1992) On the use of P-a plots to model the behaviour of short fatigue cracks. *Int. J. Fatigue*, 14, 3, 163-168.
- [80] Lindborg, U. (1969) A statistical model for the linking of microcracks. *Acta Met.*, 17, 521-526.
- [81] Binder, K. et Stauffer, D. (1987) Application of the Monte-Carlo Method in statistical physics. Chapitres I et VIII, *Topics in Current Physics*, 36. Springer-Verlag.
- [82] Zahiruddin S. (1991) Initiation, propagation and coalescence of short fatigue cracks in AISI 316 stainless steel at 20 and 550 °C. Ph. D. Thesis, Mech. Engng. Dep., University of Sheffield, United Kingdom.
- [83] Brown, M., W. (1992) Short Crack Growth at High Temperature in Stainless steel. Confidential.
- [84] Brechet, Y., Magnin, T. et Sornette, D. (1992) The coffin-Manson law as a consequence of the statistical nature of the LCF surface damage. *Acta Met.*, 26.
- [85] Magnin, T. (1992) Consequences of surface effects on the microcracking processes and the fatigue damage in fcc and bcc polycrystals. *Scripta Met. et Mat.*, 26, 1541-1546.
- [86] Cheng, A., S. and Laird, C. (1981) . *Mater Sc. Engng.*, 51-55.
- [87] Basinski, Z., S., Pascual, R. and Basinski, S., J. (1983) *Acta Met.*, 34, 591-
- [88] Mendez, J. and Violan, P. (1991) . Jr. *Printemps SF2M*, Ed. *Revue de Métallurgie*, N°5, 58.
- [89] Monod, J. (1982) *Le hasard et la nécessité*. Ed. Seuil, Points science.
- [90] S. Stevens, P. (1978) *Les formes dans la nature*. Seuil, Science Ouverte.
- [91] Bataille, A., Magnin, T. and Miller, K.J. (1992) Numerical simulation of surface fatigue microcracking processes, in *Short Fatigue Cracks*, ESI3, Ed. Miller, K. J., Mech. Engng. Pub.
- [92] Kitagawa, H., Takahashi, S., Suh, C.M. and Miyashita, S. (1979) Quantitative analysis of fatigue process. Microcracks and slip lines under cyclic strains. *in Fatigue Mechanisms*, ASTM STP 675, 420-449.
- [93] Melin, S. (1983) Why do cracks avoid each other ? *Int. J. Fract.*, 23, 34-45.
- [94] Forsyth, P. J. E. (1983) A unified description of micro and macroscopic fatigue crack behaviour. *Int. J. Fatigue*, 5, 1, 3-14.
- [95] Basinski Z.S. and Basinski S.J. (1984) Formation and growth of subcritical fatigue cracks. *Scripta Met.* 18, 851-856.

- [96] Weiss, J. and Pineau, A. (1991) Continuous and sequential multiaxial low-cycle fatigue damage in 316 stainless steel. *in* ASTM symposium on Multiaxial Fatigue, San Diego, California.
- [97] Weiss, J. and Pineau, A. (1992) Microstructurally-based simulation of multiaxial low-cycle fatigue damage of 316 L stainless steel in terms of the behaviour of a crack population. 3rd Int. Conf. on Low-cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials, Berlin.
- [98] Weiss, J. (1992) Endommagement en visco-plasticité cyclique sous chargement multiaxial à haute température d'un acier inoxydable austénitique. Thèse de Doctorat ENSMP.
- [99] Chang, R. (1982) On crack-crack interaction and coalescence in fatigue. *Engng. Fract. Mech.*, 16, 5, 683-693.
- [100] Suh, C. M., Lee, J. J., Kang, Y. G., Ahn, H.J. and Woo, B. C. (1992) A simulation of the fatigue crack process in type 304 stainless steel at 538 ° C. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 15, 7, 671-684.
- [101] Parkins, R. N. and Singh, P. M. (1990) Stress corrosion crack coalescence. *Corrosion*, 46, 6, 485-499.
- [102] Soboyejo, W.O., Kishimoto, K., Smith, R.A. and Knott, J.F. (1989) A study of the interaction and coalescence of two coplanar fatigue cracks in bending. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 12, 3, 167-174.
- [103] Soboyejo, W.O. and Knott J.K. (1991) The propagation of non-coplanar semi-elliptical fatigue cracks. *Fatigue Fract. Engng. Mat. Struct.*, 14, 1, 37-49.
- [104] Grandt, A. F., Thakker, A.B. and Trisch, D.E. (1986) An experimental and numerical investigation of the growth and coalescence of multiple fatigue cracks at notches. *Fracture Mechanics : 17 th Vol.*, ASTM STP 905, 239-252.
- [105] Newman, J. C. and Raju, I. S. (1981) An empirical stress intensity factor equation for the surface crack. *Engng. Fract. Mech.* , Vol 15, 1-2, 185-192.
- [106] Heath, B. J. and Grandt Jr, A. F. (1984) Stress intensity factors for coalescing and single corner flaws along a hole bore in a plate. *Engn. Fract. Mech.*, 19, 4, 665-673.
- [107] Zachariah, K. P. and Miller K.J. (1974) Fatigue rig testing *Engng.*, 214, 563-565.
- [108] Zhang W. (1991) Short fatigue crack behaviour under different loading systems. PhD Thesis, University of Sheffield.
- [109] Zhang W. and Miller K.J. (1990) A study of cumulative damage under variable loading-mode conditions. Short Crack Conference. Sheffield.

ANNEXES

CHAPITRE III

**LISTING
DE
SIMULFAT**

SIMULATION DE L'ENDOMMAGEMENT PHYSIQUE DE SURFACE DU 316L

Listing du programme SIMULFAT

```
screen 2
CLS
PRINT
PRINT
"*****"
PRINT "***** NUMERICAL SIMULATION OF THE FATIGUE DAMAGE
*****"
PRINT "***** UNNOTCHED SPECIMEN OF POLYCRISTALLINE 316L
*****"
PRINT "***** BY A. BATAILLE *****"
PRINT "***** LABORATOIRE DE METALLURGIE PHYSIQUE DE LILLE *****"
PRINT "***** BATIMENT C6, 2e ETAGE *****"
PRINT "***** 59655 VILLENEUVE D'ASCQ CEDEX *****"
PRINT "***** FRANCE *****"
PRINT
"*****"
PRINT
PRINT
PRINT "          Results are saved and can be printed out "
PRINT
PRINT "          Hit a key to proceed to the simulation"
WHILE n$ = ""
  n$ = INKEYS
WEND

ni = 80
nj = 120

DIM il(ni, nj), x(400), y(400), ng(ni, nj), fil(400), orfi(400), lfissure(200), nface(400)
DIM orientation(400), xx(4), yy(4), m(2), n(2), xng(400), yng(400), nfissure(ni, nj)
DIM ii(400), jj(400), fiss(ni, nj), nombre(400), lon(200), lfissure(200), comor(25)
DIM ps(10)
nombalea = 0

ps(6) = -.4
ps(2) = .3
ps(3) = 0
ps(4) = -.1
ps(5) = -.2

CLS
INPUT " Is there a printer available ? . ",repo$
PRINT
INPUT " Plastic strain level (De/2) ? . ", e

'Percentage of strained grains :
'Basis = Kitagawa 1979: 60% at plastic strain range = 4x10-4
'pourcent/0.6=def plast/(4x10-4) eq. to 60 % of strained grains at De(pl)=4x10-4

pourcent = 1500 * e
IF pourcent < .01 THEN pourcent = 0
IF pourcent > 1 THEN pourcent = 1

GOSUB PUISSANCE
b10 = b

'resume the questions
```

```

PRINT
INPUT " Increment of cycle number ? .. ", INC
PRINT
INPUT " File name ? .....", non$
PRINT
n$ = "1"
INPUT " Do you wish a simulation of cumulative damage y/n ? ... ", REPONSE$
IF REPONSE$ = "Y" OR REPONSE$ = "y" THEN
  PRINT
  INPUT " How many cycles do you wish at the first plastic strain level "; NCC
  PRINT
  INPUT " Amplitude of the second plastic strain ? .....", EP
  PRINT
  INPUT " Corresponding increment of cycle number ? .....", INCP
  PRINT
ELSE
  REC = 2
END IF

```

' Printing of formatted answers

```

if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(15)
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
"*****"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "***** NUMERICAL SIMULATION OF THE FATIGUE
DAMAGE *****"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "***** UNNOTCHED SPECIMEN OF POLYCRISTALLINE 316L
*****"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "***** BY A. BATAILLE
*****"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "***** LABORATOIRE DE METALLURGIE PHYSIQUE DE
LILLE *****"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "***** BATIMENT C6, 2é ETAGE
*****"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "***** 59655 VILLENEUVE D'ASCQ CEDEX
*****"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "***** FRANCE
*****"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
"*****"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint " Plastic strain level . . . . "; e
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint " Increment of cycle number . . "; INC
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint " Day : "; DATE$; " Time : "; TIME$
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint " CUMULATIVE DAMAGE "
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
rd=int(-6*p+10009)/10000
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint " Plastic strain level . . . . "; ep
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint " Second plastic strain level following completion of "; NCC; " cycles"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint

```

RANDOMIZE TIMER

```

nboucle = 0
screen 8
cls

```

' Display of mesh

```

ng = 0
co = 1

```

```

dep(0) = 1
dep(1) = 3
dep(2) = 4
dep(3) = 3
depa(0) = 1
depa(1) = 20
depa(2) = 21
depa(3) = 0

FOR k = 1 TO ni + 7 STEP 6
  co = co + 1
  delta = 2 * co - 4 * INT(co / 2)
  FOR l = dep(delta) TO nj + dep(delta + 1) STEP 6
    ng = ng + 1
    IF pourcent <> 0 THEN
      nombalea = int(1 / pourcent + 1)
      if pourcent=1 then nombalea=1
      comparon=int(ng/nombalea)*nombalea
      if comparon<>ng then fil(ng)=1
      nombalea = INT(nombalea * pourcent)
    END IF
    IF nombalea = 0 THEN fil(ng) = 1
    IF pourcent = 0 THEN fil(ng) = 1
    yng(ng) = 1
    xng(ng) = k
  retoura:
  na = 1 - INT(RND * 10) / 5
  FOR hex = 1 TO 7
    variable = (-1) ^ (INT(hex + 1))
    nng0 = depa(INT((hex - 1) / 2)) * variable
    N1 = nng0 + ng
    nng = N1
    IF nng > 400 OR nng < 1 THEN GOTO hexac
    IF orientation(nng) = na THEN GOTO retoura
  hexac:
  NEXT hex
  orientation(ng) = na
  indice = 10 * na + 11
  comor(indice) = comor(indice) + 1
  X1 = INT(k * (200 / ni))
  X2 = INT((k - 3) * (200 / ni))
  Y1 = INT((1 + 2) * (640 / nj))
  LINE (Y1, X1)-(Y1, X2),2
  FOR jj = 1 TO 3
    m(1) = k
    m(2) = k - 1
    n(1) = 1 + jj - 1
    n(2) = 1 - jj
    IF ((m(1) <= ni) AND (m(1) > 0)) AND ((n(1) <= nj) AND (n(1) > 0)) THEN
      ng(m(1), n(1)) = ng
    END IF
    IF ((m(1) <= ni) AND (m(1) > 0)) AND ((n(2) <= nj) AND (n(2) > 0)) THEN
      ng(m(1), n(2)) = ng
    END IF
    IF ((m(2) <= ni) AND (m(2) > 0)) AND ((n(1) <= nj) AND (n(1) > 0)) THEN
      ng(m(2), n(1)) = ng
    END IF
    IF ((m(2) <= ni) AND (m(2) > 0)) AND ((n(2) <= nj) AND (n(2) > 0)) THEN
      ng(m(2), n(2)) = ng
    END IF
  NEXT jj
  FOR i = 3 TO 1 STEP -1
    j = i - INT(i / 4)
    FOR jj = 1 TO j
      m(1) = k + 4 - i

```

```

m(2) = k - 4 + i - 1
n(1) = 1 + jj - 1
n(2) = 1 - jj
IF ((m(1) <= ni) AND (m(1) > 0)) AND ((n(1) <= nj) AND (n(1) > 0)) THEN
  IF jj = j THEN
    X1 = INT((200 / ni) * (m(1) - 1))
    X2 = INT((200 / ni) * (m(1)))
    Y1 = INT((640 / nj) * n(1))
    LINE (Y1, X1)-(Y1, X2),2
    X1 = INT((200 / ni) * m(1))
    Y1 = INT((640 / nj) * (n(1) - 1))
    Y2 = INT((640 / nj) * n(1))
    LINE (Y1, X1)-(Y2, X1),2
  ENDIF
  ng(m(1), n(1)) = ng
ENDIF
IF ((m(1) <= ni) AND (m(1) > 0)) AND ((n(2) <= nj) AND (n(2) > 0)) THEN
  IF jj = j THEN
    X1 = INT((200 / ni) * (m(1) - 1))
    X2 = INT((200 / ni) * (m(1)))
    Y1 = INT((640 / nj) * (n(2) - 1))
    LINE (Y1, X1)-(Y1, X2),2
    X1 = INT((200 / ni) * m(1))
    Y1 = INT((640 / nj) * (n(2) - 1))
    Y2 = INT((640 / nj) * n(2))
    LINE (Y1, X1)-(Y2, X1),2
  ENDIF
  ng(m(1), n(2)) = ng
ENDIF
IF ((m(2) <= ni) AND (m(2) > 0)) AND ((n(1) <= nj) AND (n(1) > 0)) THEN
  ng(m(2), n(1)) = ng
ENDIF
IF ((m(2) <= ni) AND (m(2) > 0)) AND ((n(2) <= nj) AND (n(2) > 0)) THEN
  ng(m(2), n(2)) = ng
ENDIF
NEXT jj
NEXT i
NEXT l
NEXT k
ngmax = ng

' CRISTALLOGRAPHIC ORIENTATION DISTRIBUTION

GOTO nnn

FOR no = 1 TO 21
  IF comor(no) <> 0 THEN
    if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "Orientation "; (no - 1) / 10; " : "; comor(no); " grains"
  END IF
NEXT no
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "Number of grains "; ngmax
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
nnn:

dep(0) = 1
dep(1) = 20
dep(2) = 21
dep(3) = 0
nft = 0
comptemax = 1
comptenu = 1
valeur = 1
OPEN non$ FOR OUTPUT AS #1
PRINT #1, STR$(b10)
PRINT #1, STR$(e)

```

```
PRINT #1, TIMES$
PRINT #1, DATES$
```

```
titre$ = non$ + ".res"
OPEN titre$ FOR OUTPUT AS #2
PRINT #2, STR$(b10)
PRINT #2, STR$(e)
PRINT #2, TIMES$
PRINT #2, DATES$
```

```
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "type I crack : surface length < 50 "; CHR$(230); "m"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "type II crack : 50 < surface length < 150 "; CHR$(230); "m"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "type III crack : 150 < surface length < 500 "; CHR$(230); "m"
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(201);
FOR z = 1 TO 78
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(205);
NEXT z
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(187);
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(186); " cycles"; CHR$(9); CHR$(186); " type I (/mm2)";
CHR$(9); CHR$(186); "type II (/mm2)"; CHR$(9); CHR$(186); "type III (/mm2)";
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(186); " length "; CHR$(230); "m"; CHR$(9); CHR$(8);
CHR$(186)
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(200);
FOR z = 1 TO 78
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(205);
NEXT z
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(188);
FOR z = 1 TO 80
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(8);
NEXT z
```

MAIN PROGRAM

```
WHILE compte < 70
  FOR i = 2 TO ni - 1
    FOR j = 2 TO nj - 1
      parametre = 0
      s = 0
      ca$ = ""
```

COMPUTATION OF NUCLEATION

```
IF (il(i, j) + fil(ng(i, j)) = 0) THEN
  mini=int(62-14*p)
  IF comp2 > mini THEN GOTO finam
  IF comp2 > 1 AND RES < 1 THEN
    RES = RES + 1
    b10=.997
  END IF
  na1 = INT(RND * (10 ^ (p0 + 1))) / (10 ^ (p0 + 1))
  IF na1 > b10 THEN
    IF compte > 10 THEN
      comptenu = comptenu + 1
      comptemax = valeur
    END IF
    IF comptenu < comptemax THEN
      GOTO finam
    ELSE
      comptenu = 1
    END IF
    il(i, j) = 1
```

```

ca$ = "AM"
nft = nft + 1
nfissure(i, j) = nft
nf = nft
sf(1) = nf
sf(2) = nf + 200
FOR hex = 1 TO 7
    variable = (-1) ^ (INT(hex + 1))
    nng0 = dep(INT((hex - 1) / 2)) * variable + ng(i, j)
    ng = ng(i, j)
    N1 = nng0
    nng = N1
    IF nng > ngmax OR nng < 0 THEN GOTO hexa
    fil(nng) = 5

```

hexa:

```

NEXT hex
fil(ng(i,j))=5
PENTE = orientation(ng(i, j))
a = i
b = j
na2 = (RND - .5) * 4 / 5
CTE = -PENTE * j + i + na2
IF PENTE = 0 THEN GOTO marqueur
yy(1) = i - .5
xx(1) = (yy(1) - CTE) / PENTE
z1 = 1
z2 = 3
z = j
GOSUB INTERSECTIONX
yy(3) = i + .5
xx(3) = (yy(3) - CTE) / PENTE
z1 = 3
z2 = 1
z = j
GOSUB INTERSECTIONX

```

marqueur:

```

xx(2) = j + .5
yy(2) = PENTE * xx(2) + CTE
z1 = 2
z2 = 4
z = i
GOSUB INTERSECTIONY
xx(4) = j - .5
yy(4) = PENTE * xx(4) + CTE
z1 = 4
z2 = 2
z = i
GOSUB INTERSECTIONY
IF x(nf) > x(nf + 200) THEN
    tamp = x(nf)
    x(nf) = x(nf + 200)
    x(nf + 200) = tamp
    tamp = y(nf)
    y(nf) = y(nf + 200)
    y(nf + 200) = tamp
    tamp = nface(nf)
    nface(nf) = nface(nf + 200)
    nface(nf + 200) = tamp
    tamp = ii(nf)
    ii(nf) = ii(nf + 200)
    ii(nf + 200) = tamp
    tamp = jj(nf)
    jj(nf) = jj(nf + 200)
    jj(nf + 200) = tamp
    nfissure(ii(nf), jj(nf)) = nf

```

```

aa = nf + 200
nfissure(ii(nf + 200), jj(nf + 200)) = aa
END IF
GOSUB TRACEFISSURE
GOSUB autre
END IF

```

finam:

COMPUTATION OF PROPAGATION

```

ELSEIF il(i, j) = 2 THEN
  nf = nfissure(i, j)
  orfi(nf) = orientation(ng(i, j))
  IF nf > 200 THEN
    f = nf - 200
  ELSE
    f = nf
  END IF
  lo = lfissure(f)
  IF lo = compte THEN tampon = orientation(ng(i, j))
  x = nface(nf)
  X0 = x
  C = -INT((x - 1) / 2) - INT((x - 3) / 2)
  di = C * (INT((x - 2) / 2) - INT((x - 1) / 2))
  dj = C * (INT((x - 2) / 2) - INT((x - 3) / 2))
  l = i + di
  k = j + dj
  tampon3 = orientation(ng(l, k))
  nom = nombre(f)
  nom = nom + 1 + int(lo/10)
  nombre(f) = nom
  nombre(f + 200) = nom
  zz = ABS(orientation(ng(i, j)) - orientation(ng(l, k)))
  in = e * (10 ^ p0)
  in = in / 2
  in = 1 + INT(in)
  p = p0 + ps(in)
  change = 6 - p0
  if change < 2 then change = 2
  IF comp2 < change THEN
    rd = int(267 + 181 * p) / 1000
    if rd > .997 then rd = .997
    b1 = rd
    goto rage
  end if
  mini = int((61 - 14 * p))
  if mini <= 4 then mini = 4
  if cyclereel < int((p - 2) * tampcycle) then mini = comp2 + 1
  if comp2 >= change and comp2 < mini then
    rd = int(8255 + 435 * p)
    if rd > 9997 then rd = 9997
    rd = rd / 10000
    b1 = rd
    goto rage
  end if
  IF lo > 6 and lo < 40 THEN p = p0 - 2
  if lo > 50 then zz = 0
  fonction = -.1 * (3 - p) + 1 / (.05 ^ (zz * 4 * (p - 1) / (INT(1 + lo / 10)) ^ (p - 2))) / 100
  IF fonction > 2 THEN fonction = 2
  IF fonction > (p - 2) * 2 THEN fonction = (p - 2) * 2
  b1 = b10 + fonction - lo / (1 + 400 + (p - 3) * 250) - nombre(f) / (10 ^ ((p - 1)))

```

rage:

```

IF zz = 0 THEN b1 = 0
IF b1 < 0 THEN b1 = 0
na1 = INT(RND * (10 ^ (p))) / (10 ^ (p))

```

```

IF na1 >= b1 THEN
  nombre(f) = 0
  nombre(f + 200) = 0
  PENTE = orientation(ng(i, j))
  IF (lo > 28) and (abs(x0-2)<>1) THEN PENTE = 0
  CTE = y(nf) - PENTE * x(nf)
  sx(1) = x(nf)
  sy(1) = y(nf)
  s = 1
  sf(1) = nf
  sf(2) = nf
  a = i
  b = j
  IF PENTE = 0 THEN GOTO MARQUEUR1
  IF X0 = 1 THEN GOTO SUITE1
  yy(1) = i - .5
  xx(1) = (yy(1) - CTE) / PENTE
  z1 = 1
  z2 = 3
  z = j
  GOSUB INTERSECTIONX
SUITE1:
  IF X0 = 3 THEN GOTO MARQUEUR1
  yy(3) = i + .5
  xx(3) = (yy(3) - CTE) / PENTE
  z1 = 3
  z2 = 1
  z = j
  GOSUB INTERSECTIONX
MARQUEUR1:
  IF X0 = 2 THEN GOTO SUITE2
  xx(2) = j + .5
  yy(2) = PENTE * xx(2) + CTE
  z1 = 2
  z2 = 4
  z = i
  GOSUB INTERSECTIONY
SUITE2:
  IF X0 = 4 THEN GOTO SUITE3
  xx(4) = j - .5
  yy(4) = PENTE * xx(4) + CTE
  z1 = 4
  z2 = 2
  z = i
  GOSUB INTERSECTIONY
SUITE3:
  IF parametre = 0 OR parametre = 2 THEN
    il(i, j) = 1
    GOSUB TRACEFISSURE
    GOSUB zoneplastique
  END IF
finp:
  GOTO autre
END IF
GOSUB zoneplastique
END IF
autre:

```

COMPUTATION OF COALESCENCE

```

IF parametre = 2 and comp2 > 10-p0 THEN
  nfissure1 = nfissures1
  nfissure2 = nfissures2
  V1 = nfissure1 - 200
  V2 = nfissure2 - 200

```

```

if v1*v2 > 0 then goto fincoa2
if nfissure1<nfissure2 then
  v1=nfissure1
  v2=nfissure2
else
  v1=nfissure2
  v2=nfissure1
end if
d1=x(v1+200)-x(v1)
d2=x(v2)-x(v2-200)
d3=x(v1)-x(v2)
if (d3<0) and ((abs(3*d3)>d1) or (abs(3*d3)>d2)) then goto fincoa2
if (lfissure(v1)<10) and (lfissure(v2-200)<10) then goto fincoa2
if (lfissure(v1)<int(2*p-1)) and (lfissure(v2-200)>35) then goto fincoa2
if (lfissure(v1)>35) and (lfissure(v2-200)<int(2*p-1)) then goto fincoa2
X1 = x(nfissure1)
X2 = x(nfissure2)
Y1 = y(nfissure1)
Y2 = y(nfissure2)
sx(1) = X1
sx(2) = X2
sy(1) = Y1
sy(2) = Y2
IF nfissure1 > 200 THEN
  nf1 = nfissure1 - 200
ELSE
  nf1 = nfissure1
END IF
IF nfissure2 > 200 THEN
  nf2 = nfissure2 - 200
ELSE
  nf2 = nfissure2
END IF
zp=11
lon = (lfissure(nf1) + lfissure(nf2)) / 100 * zp
longueur = ((X1 - X2) ^ 2 + (Y1 - Y2) ^ 2) ^ .5
IF longueur = 0 THEN GOTO fincoa2
IF longueur <= lon THEN
  il(ii(nfissure1), jj(nfissure1)) = 1
  il(ii(nfissure2), jj(nfissure2)) = 1
  IF nf1 > nf2 THEN
    fissure = nf2
    lfissure(nf2) = lfissure(nf2) + lfissure(nf1)
    lfissure(nf1) = 0
  ELSE
    fissure = nf1
    lfissure(nf1) = lfissure(nf1) + lfissure(nf2)
    lfissure(nf2) = 0
  END IF
  l0fissure(nf1) = lfissure(nf1)
  l0fissure(nf2) = lfissure(nf2)
  yd = Y1 - Y2
  IF ABS(yd) < .005 THEN
    sf(1) = fissure
    sf(2) = sf(1)
    GOTO fincoa
  END IF
  PENTE = (X1 - X2) / yd
  CTE = y(nfissure1) - PENTE * x(nfissure1)
  WHILE il(i0, j0) <> 1
    il(i0, j0) = 1
    ca$ = "en"
    a = i0
    b = j0
    X0 = nface(nfissure1)

```

```

IF PENTE = 0 THEN GOTO MARQUEUR1C
IF X0 = 1 THEN GOTO SUITE1C
yy(1) = i0 - .5
xx(1) = (yy(1) - CTE) / PENTE
z1 = 1
z2 = 3
z = j0
GOSUB INTERSECTIONX
SUITE1C:
IF X0 = 3 THEN GOTO MARQUEUR1C
yy(3) = i0 + .5
xx(3) = (yy(3) - CTE) / PENTE
z1 = 3
z2 = 1
z = j0
GOSUB INTERSECTIONX
MARQUEUR1C:
IF X0 = 2 THEN GOTO SUITE2C
xx(2) = j0 + .5
yy(2) = PENTE * xx(2) + CTE
z1 = 2
z2 = 4
z = i0
GOSUB INTERSECTIONY
SUITE2C:
IF X0 = 4 THEN GOTO SUITE3C
xx(4) = j0 - .5
yy(4) = PENTE * xx(4) + CTE
z1 = 4
z2 = 2
z = i0
GOSUB INTERSECTIONY
SUITE3C:
WEND
fincoa:
sf(1) = fissure
sf(2) = sf(1)
IF nfissure1 > 200 THEN
  nf = nfissure1 - 200
ELSE
  nf = nfissure1 + 200
END IF
xf1 = x(nf)
yf1 = y(nf)
nfacef1 = nface(nf)
iif1 = ii(nf)
jjf1 = jj(nf)
IF nfissure2 > 200 THEN
  nf = nfissure2 - 200
ELSE
  nf = nfissure2 + 200
END IF
xf2 = x(nf)
yf2 = y(nf)
nfacef2 = nface(nf)
iif2 = ii(nf)
jjf2 = jj(nf)
x(fissure) = xf1
y(fissure) = yf1
nface(fissure) = nfacef1
ii(fissure) = iif1
jj(fissure) = jjf1
x(fissure + 200) = xf2
y(fissure + 200) = yf2
nface(fissure + 200) = nfacef2

```

```

ii(fissure + 200) = iif2
jj(fissure + 200) = jf2
IF x(fissure) > x(fissure + 200) THEN
  nf = fissure
  tamp = x(nf)
  x(nf) = x(nf + 200)
  x(nf + 200) = tamp
  tamp = y(nf)
  y(nf) = y(nf + 200)
  y(nf + 200) = tamp
  tamp = nface(nf)
  nface(nf) = nface(nf + 200)
  nface(nf + 200) = tamp
  tamp = ii(nf)
  ii(nf) = ii(nf + 200)
  ii(nf + 200) = tamp
  tamp = jj(nf)
  jj(nf) = jj(nf + 200)
  jj(nf + 200) = tamp
  nfissure(ii(nf), jj(nf)) = nf
  aa = nf + 200
  nfissure(ii(nf + 200), jj(nf + 200)) = aa
END IF
parametre = 0
GOSUB TRACEFISSURE
END IF
END IF
fincoa2:
  NEXT j
NEXT i
nboucle = nboucle + 1

```

COMPUTATION OF GROWTH OF SHORT CRACKS

REMISE A ZERO DES COMPTEURS

```

comp1 = 0
comp2 = 0
comp3 = 0
somme = 0
addition = 0
nombbreel = 0
addition2 = 0
nombreIII=0
somme1 = 0
somme2 = 0
ltotale = 0
addition1 = 0
addition2 = 0

```

COMPTABILISATION DES FISSURES

```

FOR i = 0 TO nft
  lo = lfissure(i)
  IF (lo <= 10) AND (lo > .1) THEN comp1 = comp1 + 1
  IF (lo <= 28) AND (lo > 10) THEN
    comp2 = comp2 + 1
  END IF
  IF (lo > 28) THEN comp3 = comp3 + 1
  IF compte < lo THEN
    compte = lo
    ti = i
  END IF
  lon(i) = lfissure(i)

```

```

NEXT i
IF compte = compte0 THEN
    valeur = valeur + 1
ELSE
    valeur = 1
END IF
compte0 = compte
GOSUB EQUIVCYCLE
nombreeel=nombriereel
if nombriereel=nombriereel0 then nombreeel=1
cyclereel = cyclereel + nombreeel
nombriereel0=nombriereel
change=6-p0
if change<=2 then change=2
if comp2<=change then tampcycle=cyclereel
locate 1,1
print non$,"      "
locate 1,11
print "type I: ";int(comp1/.75);"      "
locate 1,23
print "type II: ";int(comp2/.75);"      "
locate 1,35
print "type III: ";int(comp3/.75);"      "
LOCATE 1,50
PRINT " --> "; INT(cyclereel); " cycles";"      "
FOR nu = 1 TO nft
    if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "  "; nu; "-->"; INT(7.5 * lfissure(nu));
NEXT nu
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "comp1 "; INT(comp1); " add "; addition; " som "; INT(somme * 7.5)
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "comp2 "; INT(comp2); " add1 "; addition1; " som1 "; INT(somme1 *
7.5)
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "comp3 "; INT(comp3); " add2 "; addition2; " som2 "; INT(somme2 *
7.5)
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "esreel I et II"; INT(esreel); " esreel II et III "; INT(esreel2)

```

'RESULTS PRINTING OUT

```

IF (cyclereel - cyclereel0 > INC) OR (nboucle - nboucle0 > 100) THEN
    if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
FOR z = 1 TO 79
    if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(196);
NEXT z
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(196);
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(179); INT(cyclereel);
IF LEN(STR$(INT(cyclereel))) > 5 THEN
    b$ = CHR$(9)
ELSE
    b$ = CHR$(9) + CHR$(9)
END IF
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint b$; CHR$(179); INT(comp1 / .75); CHR$(9); CHR$(9); CHR$(179);
INT(comp2 / .75); CHR$(9); CHR$(9); CHR$(179); INT(comp3 / .75); CHR$(9); CHR$(9); CHR$(179); 7.5 *
INT(10 * compte) / 10;
IF LEN(STR$(7.5 * INT(10 * compte) / 10)) > 5 THEN
    b$ = CHR$(9)
ELSE
    b$ = CHR$(9) + CHR$(9)
END IF
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint b$; CHR$(179)
PRINT #1, STR$(suivant)
PRINT #1, STR$(nombriereel)
PRINT #1, STR$(nombriereel1)
PRINT #1, STR$(nombriereel3)
PRINT #1, STR$(comp1)
PRINT #1, STR$(comp2)
PRINT #1, STR$(comp3)

```

```

PRINT #1, STR$(addition)
PRINT #1, STR$(addition1)
PRINT #1, STR$(addition2)
PRINT #1, STR$(somme)
PRINT #1, STR$(somme1)
PRINT #1, STR$(somme2)
PRINT #1, STR$(compte)
PRINT #1, STR$(cyclereel)
PRINT #1, STR$(esreel1)
PRINT #1, STR$(esreel2)
PRINT #1, "longueurs"
FOR hu = 1 TO nft
  lo = INT(lfissure(hu) * 7.5)
  PRINT #1, STR$(lo)
NEXT hu
PRINT #2, STR$(cyclereel)
dens1 = INT(comp1 * 4 / 3)
dens2 = INT(comp2 * 4 / 3)
dens3 = INT(comp3 * 4 / 3)
longmax = INT(compte * 7.5)
PRINT #2, STR$(nombre reel)
PRINT #2, STR$(nombre reel1)
PRINT #2, STR$(nombre reel3)
PRINT #2, STR$(dens1)
PRINT #2, STR$(dens2)
PRINT #2, STR$(dens3)
PRINT #2, STR$(longmax)
PRINT #2, "suivant"
nboucle0 = nboucle
cyclereel0 = cyclereel
ENDIF

IF cyclereel > NCC AND REC < 1 THEN
  FOR z = 1 TO 79
    if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(196);
  NEXT z
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(196);
  REC = REC + 1
  if e<ep then
    for ature=1 to ngmax
      if fil(ature)=1 then fil(ature)=0
    next ature
  end if
  e = EP
  INC = INCP
  GOSUB PUISSANCE
  b10=b
  PRINT #1, STR$(suivantchange)
  PRINT #1, STR$(nombre reel)
  PRINT #1, STR$(nombre reel1)
  PRINT #1, STR$(nombre reel3)
  PRINT #1, STR$(comp1)
  PRINT #1, STR$(comp2)
  PRINT #1, STR$(comp3)
  PRINT #1, STR$(addition)
  PRINT #1, STR$(addition1)
  PRINT #1, STR$(addition2)
  PRINT #1, STR$(somme)
  PRINT #1, STR$(somme1)
  PRINT #1, STR$(somme2)
  PRINT #1, STR$(compte)
  PRINT #1, STR$(cyclereel)
  PRINT #1, STR$(esreel1)
  PRINT #1, STR$(esreel2)
  PRINT #1, "longueurs"

```

```

FOR hu = 1 TO nft
  lo = INT(lfissure(hu) * 7.5)
  PRINT #1, STR$(lo)
NEXT hu
PRINT #2, STR$(cyclereel)
dens1 = INT(comp1 * 4 / 3)
dens2 = INT(comp2 * 4 / 3)
dens3 = INT(comp3 * 4 / 3)
longmax = INT(compte * 7.5)
PRINT #2, STR$(nombriereel)
PRINT #2, STR$(nombriereel1)
PRINT #2, STR$(nombriereel3)
PRINT #2, STR$(dens1)
PRINT #2, STR$(dens2)
PRINT #2, STR$(dens3)
PRINT #2, STR$(longmax)
PRINT #2, "suivantchange"
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint " $ $ $ second level $ $ $ "
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
  IF comp2 > 1 AND RES > 0 THEN RES = 0
END IF

rett:
r$ = INKEY$
IF r$ = "c" THEN
  LOCATE 23, 1
  INPUT b10
  GOSUB PUISSANCE
END IF
rel:

FOR i = 2 TO ni - 1
  FOR j = 2 TO nj - 1
    IF il(i, j) = 3 THEN il(i, j) = 2
  NEXT j
NEXT i

WEND

                END OF COMPUTATION

PRINT #1, "f"
PRINT #2, "f"
PRINT #1, TIMES$
PRINT #2, TIMES$
CLOSE #1
CLOSE #2
FOR z = 1 TO 79
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(196);
NEXT z
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(196);
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(179); INT(cyclereel);
IF LEN(STR$(INT(cyclereel))) > 5 THEN
  b$ = CHR$(9)
ELSE
  b$ = CHR$(9) + CHR$(9)
END IF
if repo$="Y" or repo$="y" then lprint b$; CHR$(179); INT(comp1 / .75); CHR$(9); CHR$(9); CHR$(179);
INT(comp2 / .75); CHR$(9); CHR$(9); CHR$(179); INT(comp3 / .75); CHR$(9); CHR$(9); CHR$(179); 7.5 *
INT(10 * compte) / 10;
IF LEN(STR$(7.5 * INT(10 * compte) / 10)) > 5 THEN
  b$ = CHR$(9)
ELSE
  b$ = CHR$(9) + CHR$(9)

```

```

END IF
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint b$; CHR$(179)
  FOR z = 1 TO 79
    if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(196);
  NEXT z
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint CHR$(196);
  FOR nu = 1 TO nft
    if repo$="Y" or repo$="y" then lprint " "; nu; "-->"; INT(7.5 * lfissure(nu));
  NEXT nu
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "comp1 "; INT(comp1); " add "; addition; " som "; INT(somme * 7.5)
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "comp2 "; INT(comp2); " add1 "; addition1; " som1 "; INT(somme1 *
7.5)
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "comp3 "; INT(comp3); " add2 "; addition2; " som2 "; INT(somme2 *
7.5)
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "esreel I et II"; INT(esreel); " esreel II et III "; INT(esreel2)
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint
  if repo$="Y" or repo$="y" then lprint "temps="; TIMES
END

```

SUBROUTINES

' SEGMENT INTERSECTION CALCULATION

INTERSECTIONX:

```

IF (ABS(xx(z1) - z) < .5) THEN
  C = -INT((z1 - 1) / 2) - INT((z1 - 3) / 2)
  di = C * (INT((z1 - 2) / 2) - INT((z1 - 1) / 2))
  dj = C * (INT((z1 - 2) / 2) - INT((z1 - 3) / 2))
  IF il(a + di, b + dj) = 1 THEN
    parametre = 1
    RETURN
  END IF
  s = s + 1
  IF ca$ = "AM" THEN GOTO sautx
  var = xx(z1) - x(sf(s))
  IF sf(s) < 200 AND var > 0 THEN
    parametre = 1
    RETURN
  ELSEIF sf(s) > 200 AND var < 0 THEN
    parametre = 1
    RETURN
  END IF
sautx:
  m(s) = di
  n(s) = dj
  x(sf(s)) = xx(z1)
  y(sf(s)) = yy(z1)
  ii(sf(s)) = a + di
  jj(sf(s)) = b + dj
  sx(s) = xx(z1)
  sy(s) = yy(z1)
  nfissure(a + di, b + dj) = sf(s)
  nface(sf(s)) = z2
  il(a + di, b + dj) = 3
  va = INT((fiss(a + di, b + dj) - sf(s)) / sf(s))
  IF fiss(a + di, b + dj) = sf(s) OR fiss(a + di, b + dj) = 0 THEN va = 0
  IF va <> 0 THEN
    parametre = 2
    nfissures1 = sf(s)
    nfissures2 = fiss(a + di, b + dj)
    i0 = a + di
    j0 = b + dj
  END IF
END IF

```

RETURN

INTERSECTIONY:

IF (ABS(yy(z1) - z) < .5) THEN

C = -INT((z1 - 1) / 2) - INT((z1 - 3) / 2)

di = C * (INT((z1 - 2) / 2) - INT((z1 - 1) / 2))

dj = C * (INT((z1 - 2) / 2) - INT((z1 - 3) / 2))

IF il(a + di, b + dj) = 1 THEN

 parametre = 1

 RETURN

END IF

s = s + 1

IF ca\$ = "AM" THEN GOTO saut

var = xx(z1) - x(sf(s))

IF sf(s) < 200 AND var > 0 THEN

 parametre = 1

 RETURN

ELSEIF sf(s) > 200 AND var < 0 THEN

 parametre = 1

 RETURN

END IF

saut:

m(s) = di

n(s) = dj

x(sf(s)) = xx(z1)

y(sf(s)) = yy(z1)

ii(sf(s)) = a + di

jj(sf(s)) = b + dj

sx(s) = xx(z1)

sy(s) = yy(z1)

nfissure(a + di, b + dj) = sf(s)

nface(sf(s)) = z2

il(a + di, b + dj) = 3

va = INT((fiss(a + di, b + dj) - sf(s)) / sf(s))

IF fiss(a + di, b + dj) = sf(s) OR fiss(a + di, b + dj) = 0 THEN va = 0

IF va < 0 THEN

 parametre = 2

 nfissures1 = sf(s)

 nfissures2 = fiss(a + di, b + dj)

 i0 = a + di

 j0 = b + dj

END IF

END IF

RETURN

' SCREEN DISPLAY

TRACEFISSURE:

IF parametre = 1 THEN RETURN

X1 = INT((sx(1) - .5) * 640 / nj)

X2 = INT((sx(2) - .5) * 640 / nj)

Y1 = INT((sy(1) - .5) * 200 / ni)

Y2 = INT((sy(2) - .5) * 200 / ni)

LINE (X1, Y1)-(X2, Y2),11

x = (sx(1) - sx(2)) ^ 2

y = (sy(1) - sy(2)) ^ 2

FOR s = 1 TO 2

 IF sf(s) < 200 THEN

 sf = sf(s)

 ELSE

 sf = sf(s) - 200

 END IF

NEXT s

lfissure(sf) = lfissure(sf) + (x + y) ^ .5

RETURN

' CRACK-CRACK INTERACTION

zoneplastique:

result = INT(fissure(f) / 6)

IF result = 0 THEN result = 1

FOR supj = 0 TO result

FOR supi = 0 TO result

ri1 = ii(f) + supi' sup pour supplement

ri2 = ii(f) - supi

rj1 = jj(f) - supj

IF ri1 < 1 THEN GOTO suitep

IF ri1 > ni THEN GOTO suitep

IF rj1 < 1 OR rj1 > nj THEN GOTO suitep

IF fiss(ri1, rj1) <> 0 AND fiss(ri1, rj1) <> f THEN

parametre = 2

i0 = ii(nf)

j0 = jj(nf)

nfissures1 = nf

nfissures2 = fiss(ri1, rj1)

END IF

fiss(ri1, rj1) = sf(1)

IF ri2 < 1 THEN GOTO suitep

IF fiss(ri2, rj1) <> 0 AND fiss(ri2, rj1) <> f THEN

parametre = 2

i0 = ii(f)

j0 = jj(f)

nfissures1 = f

nfissures2 = fiss(ri2, rj1)

END IF

fiss(ri2, rj1) = f

suitep:

ri1 = ii(f + 200) + supi' sup pour supplement

ri2 = ii(f + 200) - supi

rj2 = jj(f + 200) + supj

IF rj2 > nj THEN GOTO suivantp

IF ri1 > ni THEN GOTO suivantp

IF fiss(ri1, rj2) <> 0 AND fiss(ri1, rj2) <> f + 200 THEN

parametre = 2

i0 = ii(f + 200)

j0 = jj(f + 200)

nfissures1 = f + 200

nfissures2 = fiss(ri1, rj2)

END IF

fiss(ri1, rj2) = f + 200

IF ri2 < 1 THEN GOTO suivantp

IF fiss(ri2, rj2) <> 0 AND fiss(ri2, rj2) <> f + 200 THEN

parametre = 2

i0 = ii(nf)

j0 = jj(nf)

nfissures1 = f + 200

nfissures2 = fiss(ri2, rj2)

END IF

fiss(ri2, rj2) = f + 200

suivantp:

NEXT supi

NEXT supj

RETURN

' CALCULATION MEAN NUMBER OF CYCLES

EQUIVCYCLE:

```
FOR i = 1 TO nft
lo = lfissure(i)
dlon=lfissure(i)-l0fissure(i)
IF lo < 10 AND lo > .1 THEN
  change=6-p0
  if change<2 then change=2
  if comp2>change and dlon=0 then goto fintyp1
  addition = addition + 1
  somme = somme + lfissure(i) - l0fissure(i)
  VI = 20 * (2 * e) ^ (1.36)
  IF somme < 0 THEN
    nombre reel1 = somme * 7.5 / addition / VI
  ELSE
    nombre reel1 = 1
  END IF
fintyp1:
END IF
IF lo > 24 THEN
  addition2 = addition2 + 1
  somme2 = somme2 + lfissure(i) - l0fissure(i)
  ltotale = ltotale + lfissure(i)
  nombre reel3 = somme2 / ltotale / e^1.32
END IF
l0fissure(i) = lfissure(i)
NEXT i
mini=int((61-14*p))
if mini<=4 then mini=4
if cyclereel<int((p-2)*tampcycle) then mini=comp2+1
if comp2<mini then nombre reel=nombre reel1
if comp2>=mini and comp3>0 then
  nombre reel=nombre reel3
else
  nombre reel=nombre reel1
end if
if nombre reel1=0 and nombre reel3=0 then nombre reel=1
if somme+somme2=0 then nombre reel=1
IF nombre reel = 0 THEN nombre reel = 1

RETURN
```

PUISSANCE:

```
p0 = 0
FOR haute = 3 TO 7
haute1 = 10 ^ (-haute)
IF e <= 10 * haute1 AND e >= 2 * haute1 THEN p0 = haute
NEXT haute
IF e = .001 THEN p0 = 4
b = 0
in = e * (10 ^ p0)
in = in / 2
in = 1 + INT(in)
p = p0 + ps(in)
b=.9991

RETURN
```

**LISTING
DE
DENSFAT**

Listing du programme DENSFAT

```
re = 0
INPUT " KEY IN PATH DIRECTORY ",di$
n$ = di$ + "*.res"
FILES n$
PRINT
LPRINT CHR$(15)
total = 0
DIM non$(20), vie(20), inter(150, 4), p(2500, 4)
WHILE non$ <> ""
total = total + 1
PRINT " KEY IN FILE NAME "; total; " ";
INPUT non$
non$(total) = di$ + non$ + ".res"
WEND
total = total - 1
OPEN non$(1) FOR INPUT AS #2
INPUT #2, b10$
INPUT #2, e$
INPUT #2, temp$
INPUT #2, jour$
CLOSE #2
LPRINT
LPRINT CHR$(15)
LPRINT " NUMERICAL SIMULATION"
LPRINT " OF PHYSICAL DAMAGE IN FATIGUE OF 316L STAINLESS STEEL"
LPRINT
LPRINT
LPRINT " DETERMINATION OF MEAN VALUES OF SHORT CRACK DENSITIES"
LPRINT " AND SCATTERING OF VALUES"
LPRINT
LPRINT
LPRINT
LPRINT "SIMULATIONS AT A PLASTIC STRAIN RANGE OF"; 2 * VAL(e$)
LPRINT
LPRINT
LPRINT " LISTING OF CORRESPONDING FILES : "
LPRINT
FOR i = 1 TO total
OPEN non$(i) FOR INPUT AS #2
INPUT #2, b10$
INPUT #2, e$
INPUT #2, temp$
INPUT #2, jour$
CLOSE #2
LPRINT " "; i; " "; non$(i); " COMPUTED ON "; jour$; " AT "; temp$
NEXT i
LPRINT
n = 0
n0 = 0
FOR i = 1 TO total
f$ = ""
OPEN non$(i) FOR INPUT AS #2
INPUT #2, b10$
INPUT #2, e$
```

```

INPUT #2, temp$
INPUT #2, jour$
re = 0
n = 0
WHILE f$ <> "f"
  IF re = 0 THEN
    INPUT #2, cyclereel$
  ELSE
    cyclereel$ = f$
  END IF
  re = 1
  INPUT #2, perdu$
  INPUT #2, pomm$
  INPUT #2, plusbelle$
  INPUT #2, dens1$
  INPUT #2, dens2$
  INPUT #2, dens3$
  INPUT #2, longmax$
  INPUT #2, s$
  INPUT #2, f$
  n = n + 1
  inter(n, 1) = INT(VAL(cyclereel$))
  inter(n, 2) = VAL(dens1$)
  inter(n, 3) = VAL(dens2$)
  inter(n, 4) = VAL(dens3$)
WEND
vie(i) = inter(n, 1)
CLOSE #2
FOR j = 1 TO n
  p(j + n0, 1) = inter(j, 1) / inter(n, 1) * 100
  p(j + n0, 2) = inter(j, 2)
  p(j + n0, 3) = inter(j, 3)
  p(j + n0, 4) = inter(j, 4)
  'LPRINT j + n0; " - "; INT(p(j + n0, 1) * 10) / 10; " - "; p(j + n0, 2); " - "; p(j + n0,
3); " - "; p(j + n0, 4); " * "; inter(j, 1)
NEXT j
n0 = n0 + n
NEXT i
LPRINT "n0 = "; n0

FOR i = 1 TO n0 - 1
  FOR j = i + 1 TO n0
    IF p(j, 1) < p(i, 1) THEN
      tampon = p(i, 1)
      p(i, 1) = p(j, 1)
      p(j, 1) = tampon
      tampon = p(i, 2)
      p(i, 2) = p(j, 2)
      p(j, 2) = tampon
      tampon = p(i, 3)
      p(i, 3) = p(j, 3)
      p(j, 3) = tampon
      tampon = p(i, 4)
      p(i, 4) = p(j, 4)
      p(j, 4) = tampon
    END IF
  NEXT j

```

```

NEXT i

FOR i = 1 TO total
  m = m + vie(i)
NEXT i
m = m / total

FOR i = 1 TO total
  s = s + (vie(i) - m) ^ 2
NEXT i

s = (s / total) ^ .5
LPRINT
LPRINT "MEAN VALUE OF LIFETIME = "; INT(m); " +/- "; INT(s)
GOTO s

FOR i = 1 TO n0
  LPRINT i; " - "; INT(p(i, 1) * 10) / 10; " - "; p(i, 2); " - "; p(i, 3); " - "; p(i, 4)
NEXT i

FOR i = 1 TO total
  LPRINT i; ; " - "; vie(i)
NEXT i
s:

id0 = 1

FOR p = 0 TO 1000 STEP 50
  num = 1
  m(1) = 0
  m(2) = 0
  m(3) = 0
  s(1) = 0
  s(2) = 0
  s(3) = 0

  FOR i = 1 TO n0
    IF p(i, 1) > (p - 25) / 10 AND p(i, 1) <= (p + 25) / 10 THEN
      m(1) = m(1) + p(i, 2)
      m(2) = m(2) + p(i, 3)
      m(3) = m(3) + p(i, 4)
      num = num + 1
    END IF
  NEXT i

  num = num - 1
  LPRINT "num = "; num
  IF num <> 0 THEN
    m(1) = m(1) / num
    m(2) = m(2) / num
    m(3) = m(3) / num
  END IF

  FOR j = id0 TO id0 + num - 1
    s(1) = s(1) + (p(j, 2) - m(1)) ^ 2
    s(2) = s(2) + (p(j, 3) - m(2)) ^ 2
    s(3) = s(3) + (p(j, 4) - m(3)) ^ 2

```

```

NEXT j

IF num <> 0 THEN
  s(1) = (s(1) / num) ^ .5
  s(2) = (s(2) / num) ^ .5
  s(3) = (s(3) / num) ^ .5
END IF
LPRINT " cycles "; INT(m * p / 1000); " I.E. "; p / 10; " % OF REDUCED LIFETIME "
LPRINT " Fissures de Type I "; INT(m(1)); " +/- "; INT(s(1))
LPRINT " Fissures de Type II "; INT(m(2)); " +/- "; INT(s(2))
LPRINT " Fissures de Type III "; INT(m(3)); " +/- "; INT(s(3))
id0 = id0 + num
NEXT p
END

```

**LISTING
DE
LONGFAT**

Listing du programme LONGFAT

```
DIM fl(200)
LPRINT CHR$(15)
LPRINT
CLS
INPUT " KEY IN PATH DIRECTORY ", c$
c0$ = c$ + "."
FILES c0$
PRINT
INPUT " KEY IN FILE NAME ", non$
PRINT
non$ = c$ + non$
OPEN non$ FOR INPUT AS #2
INPUT #2, b10$
INPUT #2, e$
INPUT #2, temp$
INPUT #2, jour$
CLOSE #2
LPRINT CHR$(15)
LPRINT "                NUMERICAL SIMULATION"
LPRINT "      OF PHYSICAL DAMAGE IN FATIGUE OF 316L STAINLESS STEEL"
LPRINT "      EVOLUTION OF MAJOR SHORT CRACK LENGTHS"
LPRINT
LPRINT
LPRINT
LPRINT "FILE NAME : "; non$
LPRINT "COMPUTED ON "; jour$; " AT "; temp$
LPRINT
LPRINT "SIMULATION AT A PLASTIC STRAIN RANGE OF"; 2 * VAL(e$)
LPRINT "PREDICTED LIFETIME "; duree;" CYCLES"
LPRINT
LPRINT "SHORT CRACK CLASSIFICATION CORRESPONDS TO"
LPRINT
LPRINT "Type I : SURFACE LENGTH < 50 "; CHR$(230); "m"
LPRINT "Type II : 50 < SURFACE LENGTH < 150 "; CHR$(230); "m"
LPRINT "Type III : 150 < SURFACE LENGTH < 500 "; CHR$(230); "m"
LPRINT

OPEN non$ FOR INPUT AS #1
INPUT #1, b10$
INPUT #1, e$
INPUT #1, temp$
INPUT #1, jour$
LPRINT
LPRINT
LPRINT
numero = 0
re = 0
WHILE f$ <> "f"
  IF re = 0 THEN
    INPUT #1, nombre reel$
  ELSE
```

```

    nombre reel$ = f$
END IF
INPUT #1, nombre reel$
INPUT #1, poubelle$
INPUT #1, panier$
re = 1
INPUT #1, comp1$
INPUT #1, comp2$
INPUT #1, comp3$
INPUT #1, addition$
INPUT #1, addition1$
INPUT #1, addition2$
INPUT #1, somme$
INPUT #1, somme1$
INPUT #1, somme2$
INPUT #1, COMPTE$
INPUT #1, CYCLEREEL$
INPUT #1, es reel1$
INPUT #1, es reel2$
INPUT #1, l$
comp1 = VAL(comp1$)
comp2 = VAL(comp2$)
comp3 = VAL(comp3$)
total = comp1 + comp2 + comp3
J = 0
lmax = INT(7.5 * VAL(COMPTE$))
FOR i = 1 TO total
    J = J + 1
    INPUT #1, lf$
    lf = VAL(lf$)
    IF lf = 0 THEN i = i - 1
    g = 0
    IF lf = lmax THEN
        FOR h = 1 TO numero
            IF nmax(h) = i THEN g = 1
        NEXT h
        IF g = 0 THEN
            numero = numero + 1
            nmax(numero) = J
        END IF
    END IF
END IF
NEXT i
INPUT #1, f$
WEND
CLOSE #1
FOR l = 1 TO numero
    FOR k = l + 1 TO numero
        IF nmax(l) > nmax(k) THEN
            tamp = nmax(l)
            nmax(l) = nmax(k)
            nmax(k) = tamp
        END IF
    NEXT k
NEXT l
NEXT l

```

```

LPRINT
gm = INT(numero / 5) + 1
FOR g = 1 TO gm

LPRINT
LPRINT
LPRINT CHR$(201);
FOR z = 1 TO 5 * 10 + 20
    LPRINT CHR$(205);
NEXT z
LPRINT CHR$(187);
IF 5 * 10 + 20 < 80 THEN LPRINT
LPRINT CHR$(186); "    cycles"; CHR$(9);
FOR r = 1 TO 5
    ro = r + (g - 1) * 5
    IF ro > numero THEN GOTO suite
    LPRINT CHR$(186); " N° "; nmax(ro);
NEXT r
suite:
LPRINT CHR$(186); " max "; CHR$(230); "m"; CHR$(9); CHR$(8); CHR$(186)
LPRINT CHR$(200);
FOR z = 1 TO 5 * 10 + 20
    LPRINT CHR$(205);
NEXT z
LPRINT CHR$(188);
IF 5 * 10 + 20 < 80 THEN LPRINT
FOR z = 1 TO numero * 10 + 20
    LPRINT CHR$(8);
NEXT z
IF 5 * 10 + 20 < 80 THEN LPRINT
OPEN non$ FOR INPUT AS #1
INPUT #1, b10$
INPUT #1, e$
INPUT #1, temp$
INPUT #1, jour$
f$ = ""
re = 0
WHILE f$ <> "f"
    IF re = 0 THEN
        INPUT #1, nombrereeel$
    ELSE
        nombrereeel$ = f$
    END IF
    re = 1
    INPUT #1, nombrereeel$
    INPUT #1, poubelle$
    INPUT #1, panier$
    INPUT #1, comp1$
    INPUT #1, comp2$
    INPUT #1, comp3$
    INPUT #1, addition$
    INPUT #1, addition1$
    INPUT #1, addition2$
    INPUT #1, somme$

```

```

INPUT #1, somme1$
INPUT #1, somme2$
INPUT #1, COMPTE$
INPUT #1, CYCLEREEL$
INPUT #1, esreel1$
INPUT #1, esreel2$
INPUT #1, I$
comp1 = VAL(comp1$)
comp2 = VAL(comp2$)
comp3 = VAL(comp3$)
total = comp1 + comp2 + comp3
J = 0
lmax = INT(VAL(COMPTE$) * 7.5)
FOR i = 1 TO total
  J = J + 1
  INPUT #1, If$
  If = VAL(If$)
  IF If = 0 THEN i = i - 1
  FOR q = 1 TO numero
    IF J = nmax(q) THEN f(q) = If
  NEXT q
NEXT i
INPUT #1, f$
FOR z = 1 TO 5 * 10 + 20
  LPRINT CHR$(196);
NEXT z
  LPRINT CHR$(196);
  IF 5 * 10 + 20 < 80 THEN LPRINT
  LPRINT CHR$(179); INT(VAL(CYCLEREEL$));
  IF LEN(STR$(INT(VAL(CYCLEREEL$)))) > 5 THEN
    b$ = CHR$(9)
  ELSE
    b$ = CHR$(9) + CHR$(9)
  END IF
  LPRINT b$; CHR$(179);
  q0 = (g - 1) * 5 + 1
  qmax = q0 + 4
  IF qmax > numero THEN qmax = numero
  FOR q = q0 TO qmax
    LPRINT f(q); CHR$(9); CHR$(179);
  NEXT q
  LPRINT lmax; CHR$(9); CHR$(9); CHR$(179);
  IF 5 * 10 + 20 < 80 THEN LPRINT
WEND
CLOSE #1
NEXT g
END

```

**LISTING
DE
HISTOFAT**

Listing du programme HISTOFAT

```
DIM f1(200)
LPRINT CHR$(15)
LPRINT
CLS
INPUT " KEY IN PATH DIRECTORY ", c$
c0$ = c$ + ".\"
FILES c0$
PRINT
INPUT " KEY IN FILE NAME ", non$
PRINT
non$ = c$ + non$
OPEN non$ FOR INPUT AS #2
INPUT #2, b10$
INPUT #2, e$
INPUT #2, temp$
INPUT #2, jour$
numero = 0
re = 0
WHILE f$ <> "f"
  IF re = 0 THEN
    INPUT #2, nombrereel$
  ELSE
    nombrereel$ = f$
  END IF
  INPUT #2, nombrereel$
  INPUT #2, poubelle$
  INPUT #2, panier$
  re = 1
  INPUT #2, comp1$
  INPUT #2, comp2$
  INPUT #2, comp3$
  INPUT #2, addition$
  INPUT #2, addition1$
  INPUT #2, addition2$
  INPUT #2, somme$
  INPUT #2, somme1$
  INPUT #2, somme2$
  INPUT #2, COMPTE$
  INPUT #2, cyclereel$
  INPUT #2, esreel1$
  INPUT #2, esreel2$
  INPUT #2, l$
  comp1 = VAL(comp1$)
  comp2 = VAL(comp2$)
  comp3 = VAL(comp3$)
  total = comp1 + comp2 + comp3
  FOR i = 1 TO total
    J = J + 1
    INPUT #2, lf$
    lf = VAL(lf$)
    IF lf = 0 THEN i = i - 1
  NEXT i
```

```

INPUT #2, f$
WEND
CLOSE #2
duree = VAL(cyclereel$)
LPRINT CHR$(15)
LPRINT "
NUMERICAL SIMULATION"
LPRINT " OF PHYSICAL DAMAGE IN FATIGUE OF 316L STAINLESS STEEL"
LPRINT " EVOLUTION OF DISTRIBUTION OF SHORT CRACK LENGTHS"
LPRINT
LPRINT
LPRINT
LPRINT "FILE NAME : "; non$
LPRINT "COMPUTED ON "; jour$; " AT "; temp$
LPRINT
LPRINT "SIMULATION AT A PLASTIC STRAIN RANGE OF"; 2 * VAL(e$)
LPRINT "PREDICTED LIFETIME "; duree;" CYCLES"
LPRINT
LPRINT "SHORT CRACK CLASSIFICATION CORRESPONDS TO"
LPRINT
LPRINT "Type I : SURFACE LENGTH < 50 "; CHR$(230); "m"
LPRINT "Type II : 50 < SURFACE LENGTH < 150 "; CHR$(230); "m"
LPRINT "Type III : 150 < SURFACE LENGTH < 500 "; CHR$(230); "m"
LPRINT
FOR d = 1 TO 5
grandda(d) = 0
NEXT d

OPEN non$ FOR INPUT AS #1
INPUT #1, b10$
INPUT #1, e$
INPUT #1, temp$
INPUT #1, jour$
LPRINT
LPRINT
LPRINT
numero = 0
re = 0
f$ = ""
WHILE f$ <> "f"
IF re = 0 THEN
INPUT #1, nombriereel$
ELSE
nombriereel$ = f$
END IF
INPUT #1, nombriereel$
INPUT #1, poubelle$
INPUT #1, panier$
re = 1
INPUT #1, comp1$
INPUT #1, comp2$
INPUT #1, comp3$
INPUT #1, addition$
INPUT #1, addition1$
INPUT #1, addition2$

```

```

INPUT #1, somme$
INPUT #1, somme1$
INPUT #1, somme2$
INPUT #1, COMPTE$
INPUT #1, cyclereel$
INPUT #1, esreel1$
INPUT #1, esreel2$
INPUT #1, l$
comp1 = VAL(comp1$)
comp2 = VAL(comp2$)
comp3 = VAL(comp3$)
total = comp1 + comp2 + comp3
J = 0
lmax = INT(7.5 * VAL(COMPTE$))
FOR a = 1 TO 100
  fl(a) = 0
NEXT a
FOR i = 1 TO total
  J = J + 1
  INPUT #1, lf$
  lf = VAL(lf$)
  IF lf = 0 THEN i = i - 1
  FOR air = 0 TO 100
    IF lf >= 10 * air AND lf < 10 * (air + 1) THEN
      fl(air + 1) = fl(air + 1) + 1
    END IF
  NEXT air
NEXT i
FOR g = 25 TO 100 STEP 25
  h = g / 100
  d = INT(g / 25)
  IF VAL(cyclereel$) > duree * (h - .011) AND VAL(cyclereel$) < duree * (h + .045) THEN
    LPRINT INT(total / 3 * 4); " SHORT CRACKS PER mm2"
    IF grandda(d) = 1 THEN GOTO suite
    grandda(d) = 1
    LPRINT "NUMBER OF CYCLES = "; INT(VAL(cyclereel$)); " I.E. ";
      INT(VAL(cyclereel$) * 100 / duree); " %"
    FOR a = 0 TO 100
      IF fl(a + 1) <> 0 THEN
        LPRINT "FROM "; 10 * a; " TO "; 10 * (a + 1); " --> "; INT(fl(a + 1) * 4 / 3)
      END IF
    NEXT a
  END IF
NEXT g
END IF
NEXT g
suite:
  INPUT #1, f$
WEND
CLOSE #1
END

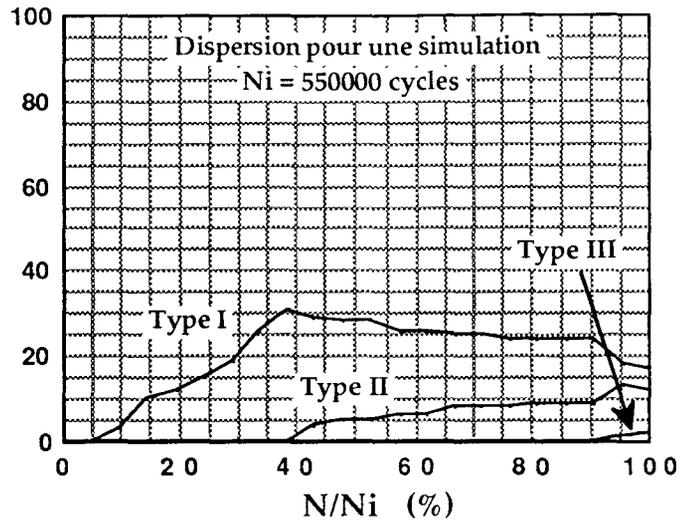
```


RESULTATS
ET
COURBES DE DENSITES

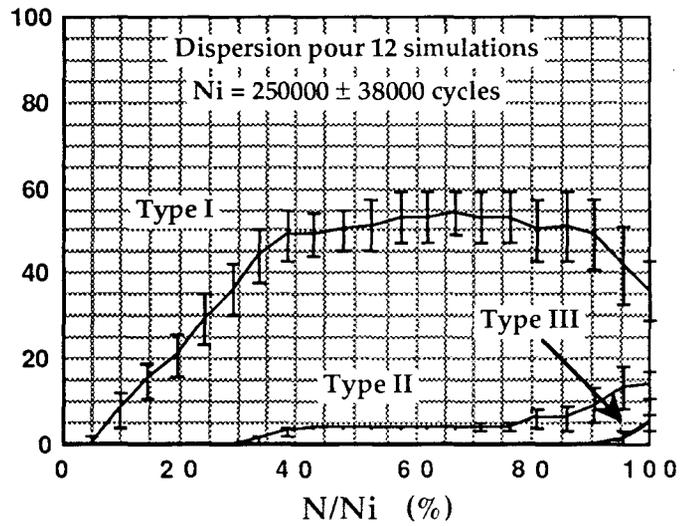
$\Delta\varepsilon_p$	Simulation originelle			Coalescence supprimée			Taux de génération réduit par 2			Environnement corrosif		
	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type
4×10^{-4}	1	550 000										
8×10^{-4}	12	250 000	38 000	1	295 000					5	102 500	12 500
12×10^{-4}	9	92 000	31 000									
16×10^{-4}	6	51 000	7 000									
2×10^{-3}	8	41 000	8 500									
4×10^{-3}	12	16 440	1 800	1	21 700		1	16 500				
8×10^{-3}	11	6 800	950	2	8 850	150	2	10 900	100	5	3320	350
12×10^{-3}	1	4 200										
16×10^{-3}	1	2 200										
2×10^{-2}	1	1 600										
	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type	Nombre de fichiers impliqués	durée de vie	Ecart type

Tableau III-1 Regroupement des résultats des simulations correspondant à différentes modifications des paramètres.

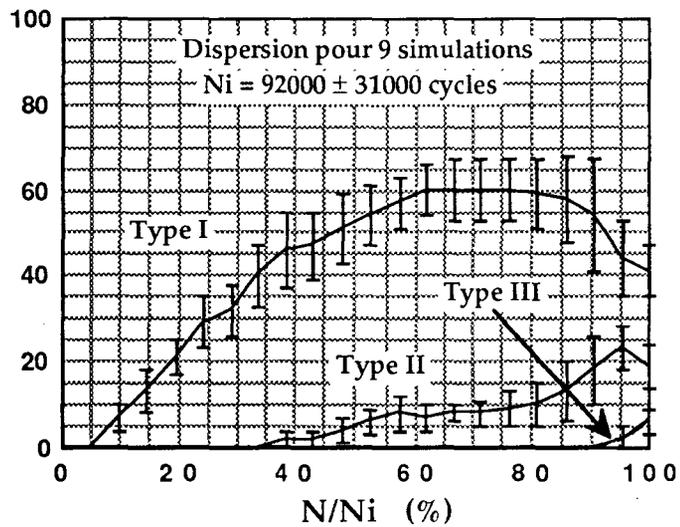
Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



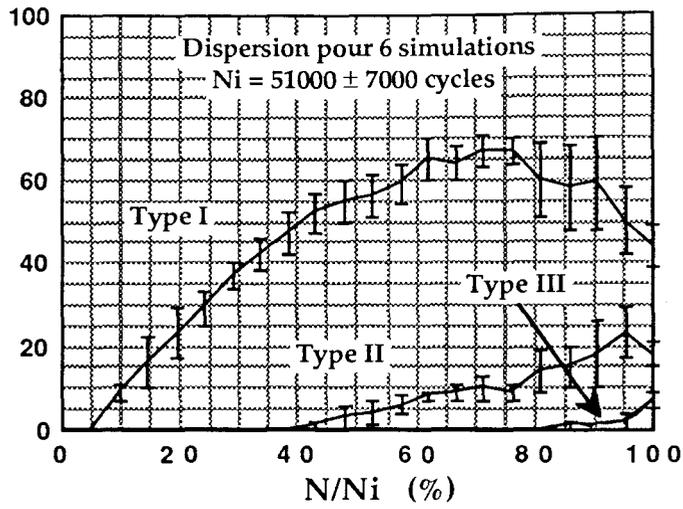
Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



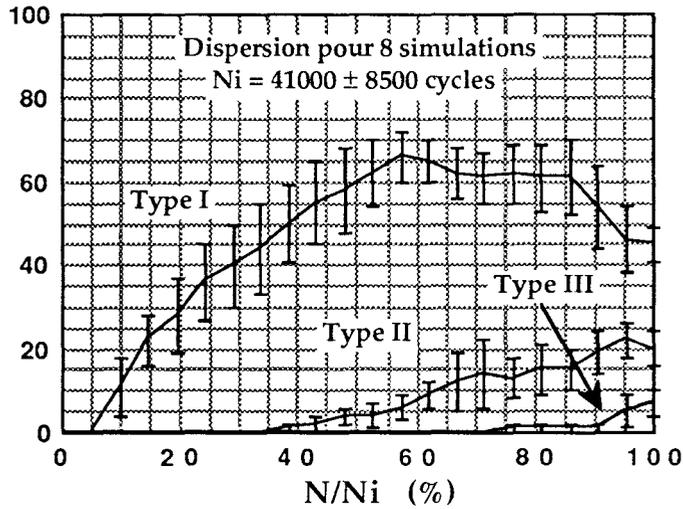
Evolutions simulées des densités des fissures des types I, II et III en fonction du pourcentage des durées de vie réduites

De haut en bas, $\Delta\epsilon_p = 4 \times 10^{-4}$, $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-4}$ et $\Delta\epsilon_p = 1,2 \times 10^{-3}$.

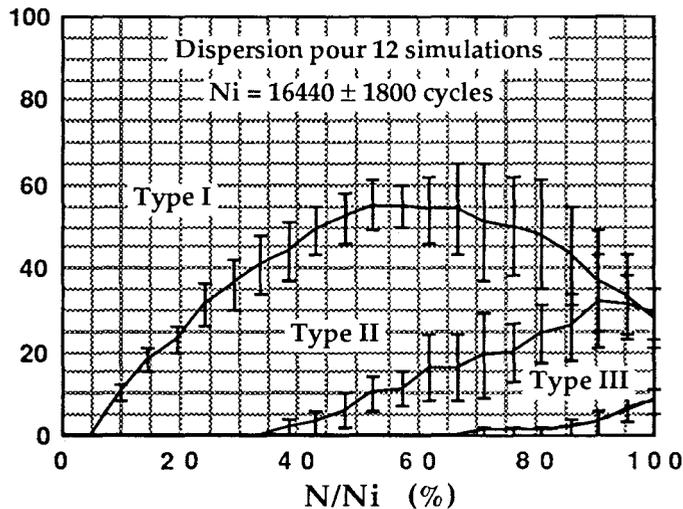
Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



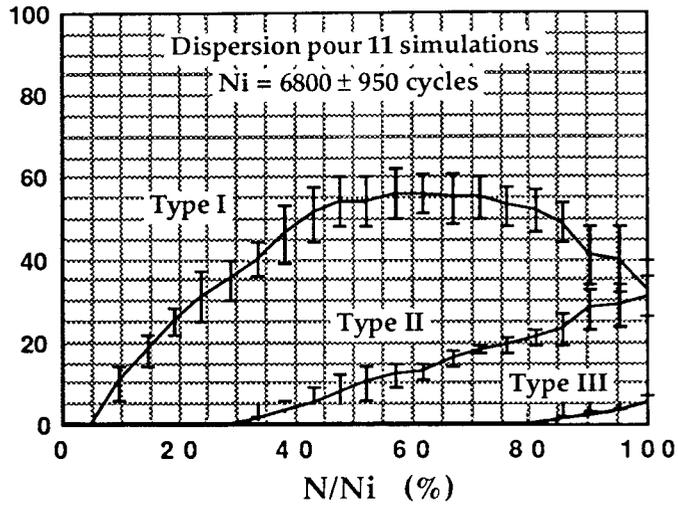
Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



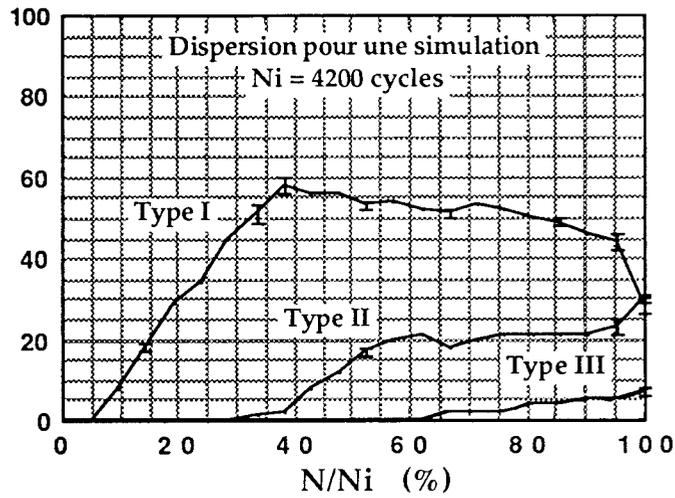
Evolutions simulées des densités des fissures des types I, II et III en fonction du pourcentage des durées de vie réduites

De haut en bas, $\Delta\epsilon_p = 1,6 \times 10^{-3}$, $\Delta\epsilon_p = 2 \times 10^{-3}$ et $\Delta\epsilon_p = 4 \times 10^{-3}$.

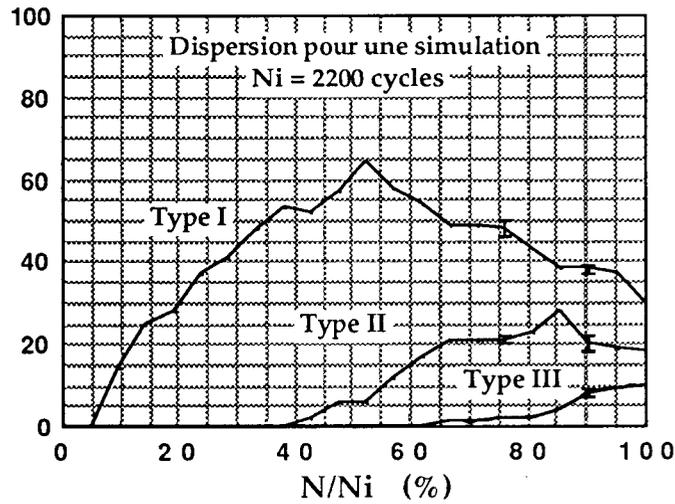
Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



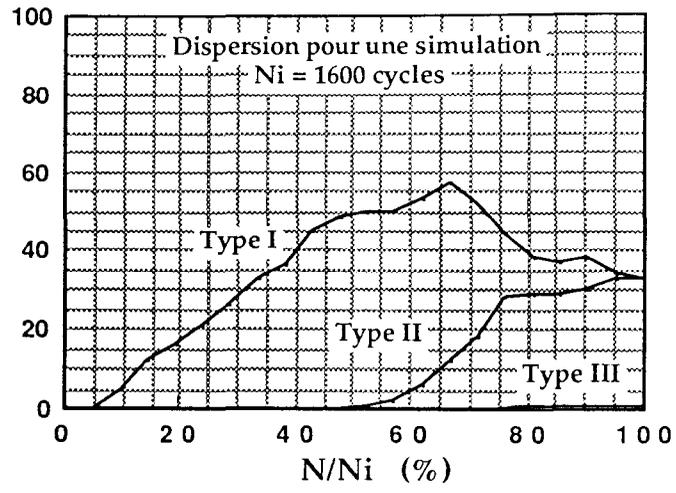
Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



Evolutions simulées des densités des fissures des types I, II et III en fonction du pourcentage des durées de vie réduites

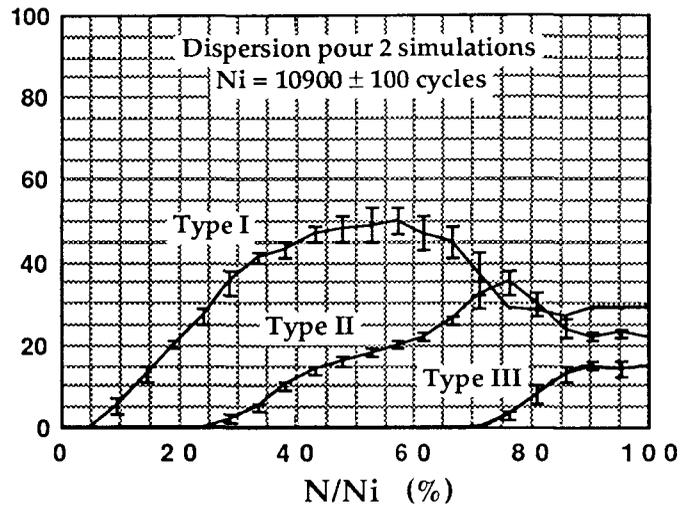
De haut en bas, $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, $\Delta\epsilon_p = 1,2 \times 10^{-2}$ et $\Delta\epsilon_p = 1,6 \times 10^{-2}$

Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)

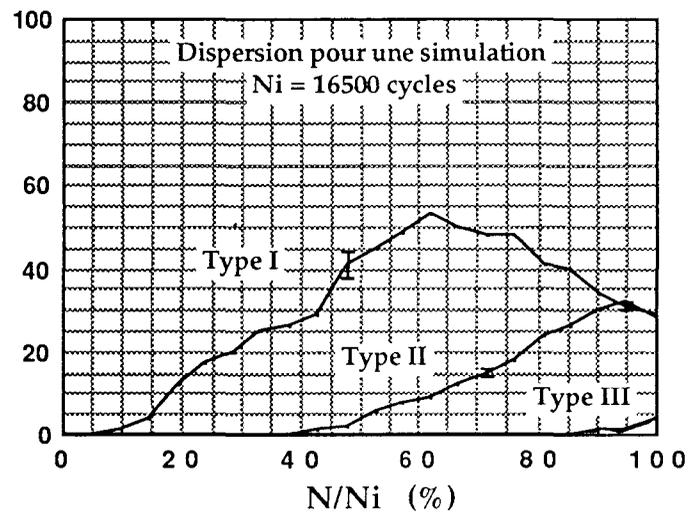


Evolutions simulées des densités des fissures des types I, II et III en fonction du pourcentage des durées de vie réduites
De haut en bas, $\Delta\varepsilon_p = 2 \times 10^{-2}$.

Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)

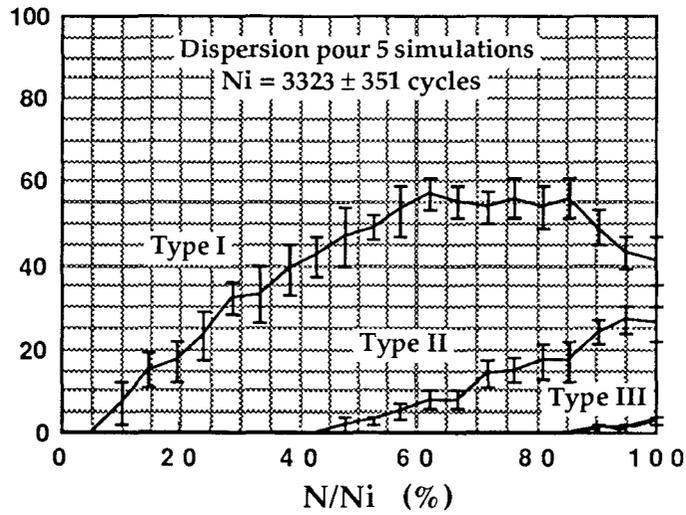


Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)

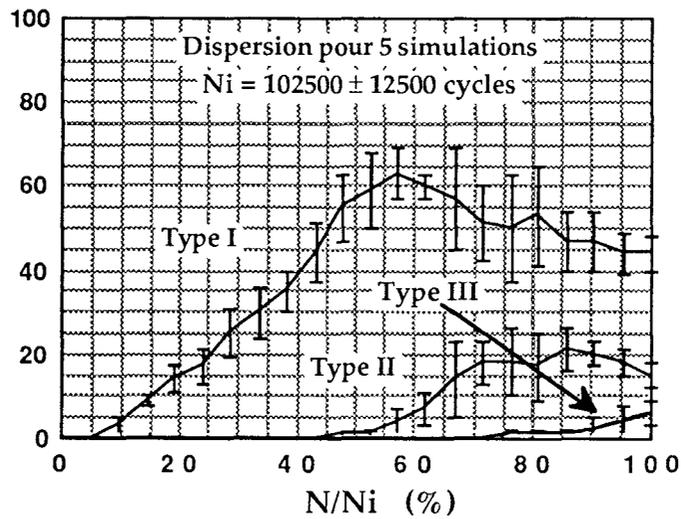


Evolutions simulées des densités des fissures des types I, II et III en fonction du pourcentage des durées de vie réduites. Le taux de génération des fissures de type I est réduit de 50 %.
De haut en bas, $\Delta\varepsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, $\Delta\varepsilon_p = 4 \times 10^{-3}$

Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



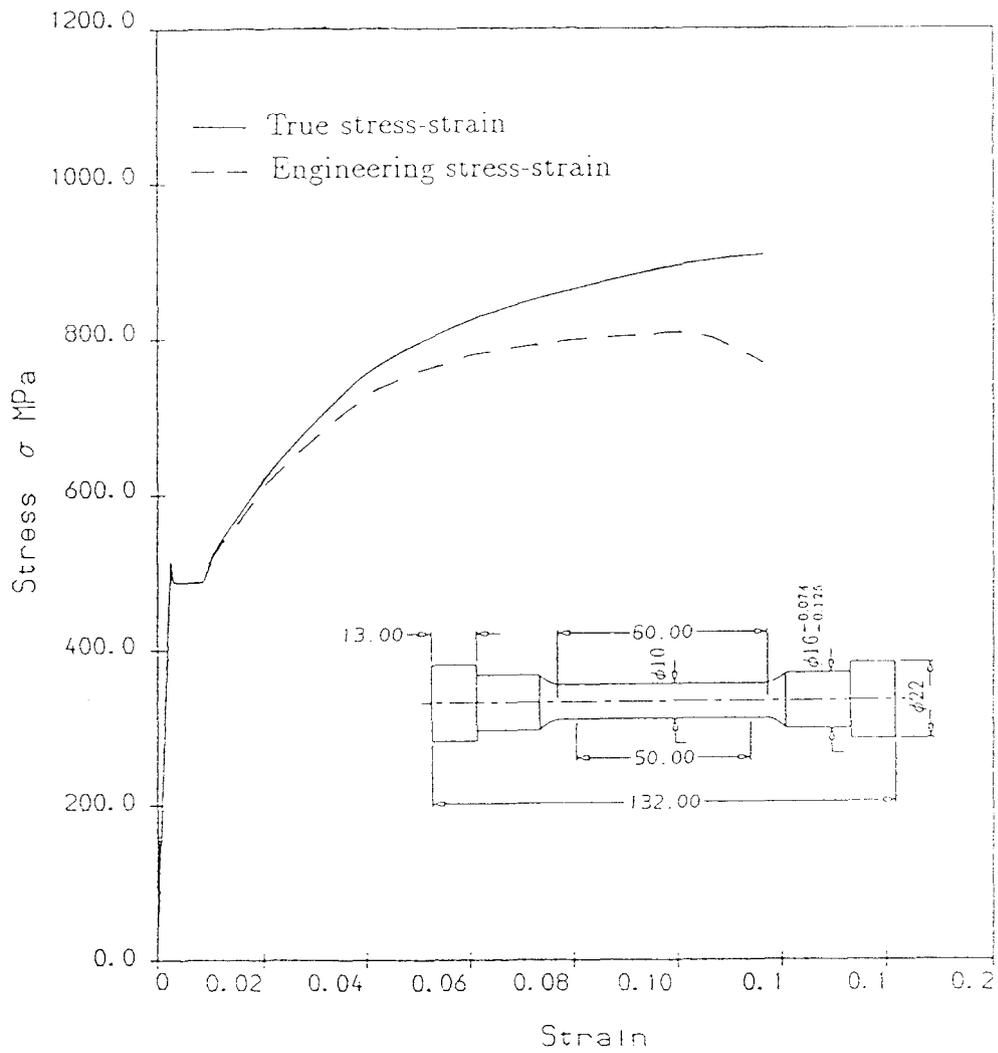
Densités de fissures de types I, II et III
(nombre/mm²)



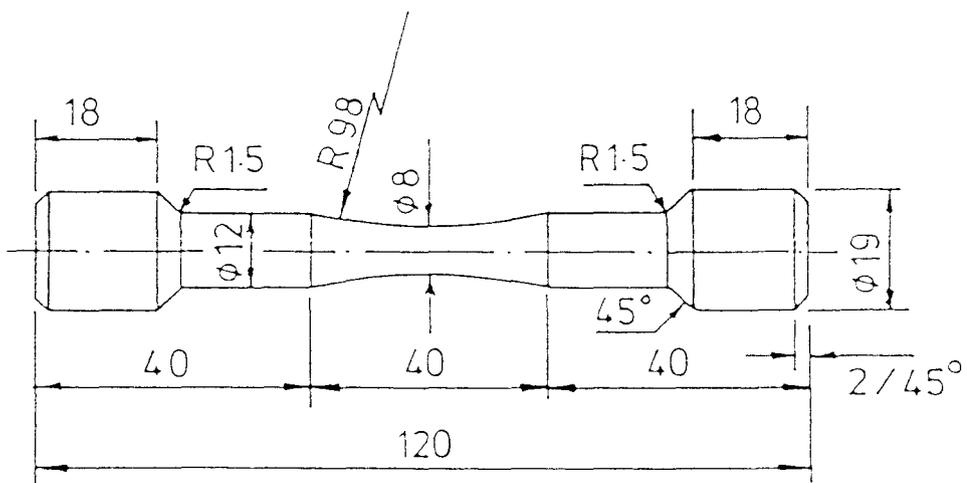
Evolutions simulées des densités des fissures des types I, II et III en fonction du pourcentage des durées de vie réduites. Simulation du comportement en fatigue corrosion. La vitesse de propagation en surface des fissures de type I est augmentée de 50 %.
De haut en bas, $\Delta\epsilon_p = 8 \times 10^{-3}$, $\Delta\epsilon_p = 4 \times 10^{-3}$

ANNEXES

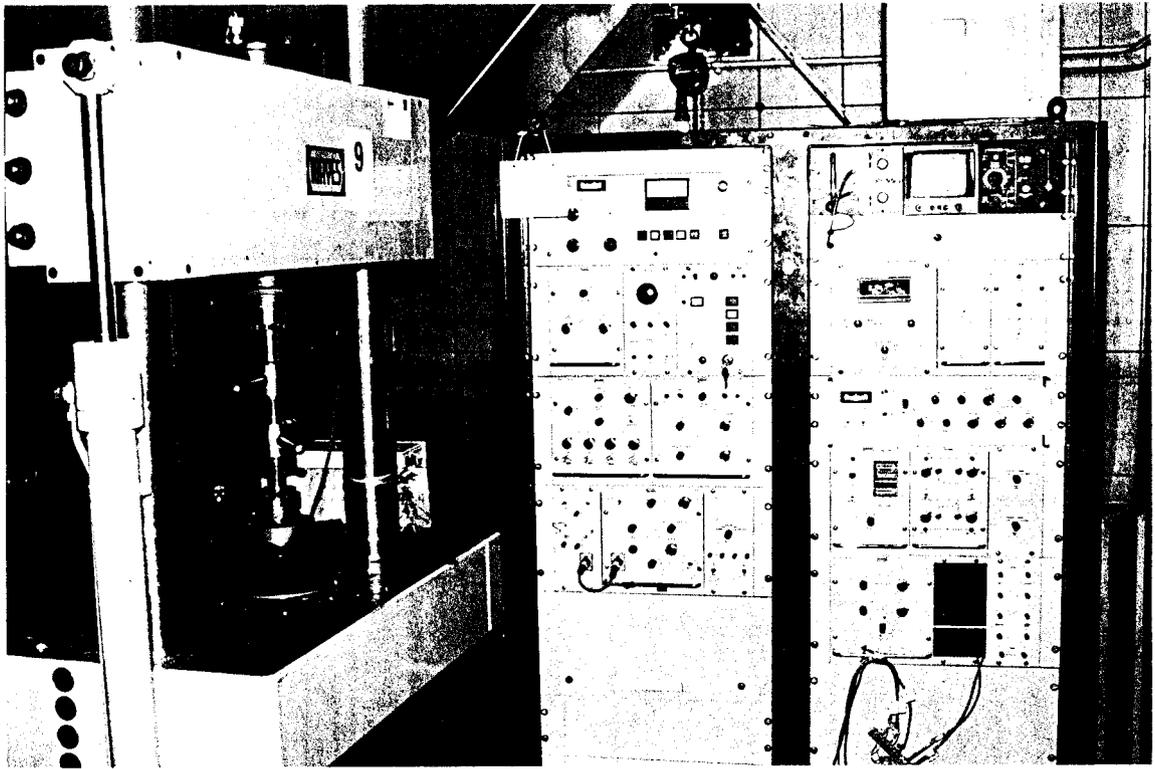
CHAPITRE IV



Courbe de traction de l'acier à 0,4 % de carbone [108]



Caractéristiques dimensionnelles des éprouvettes de fatigue multiaxiale.

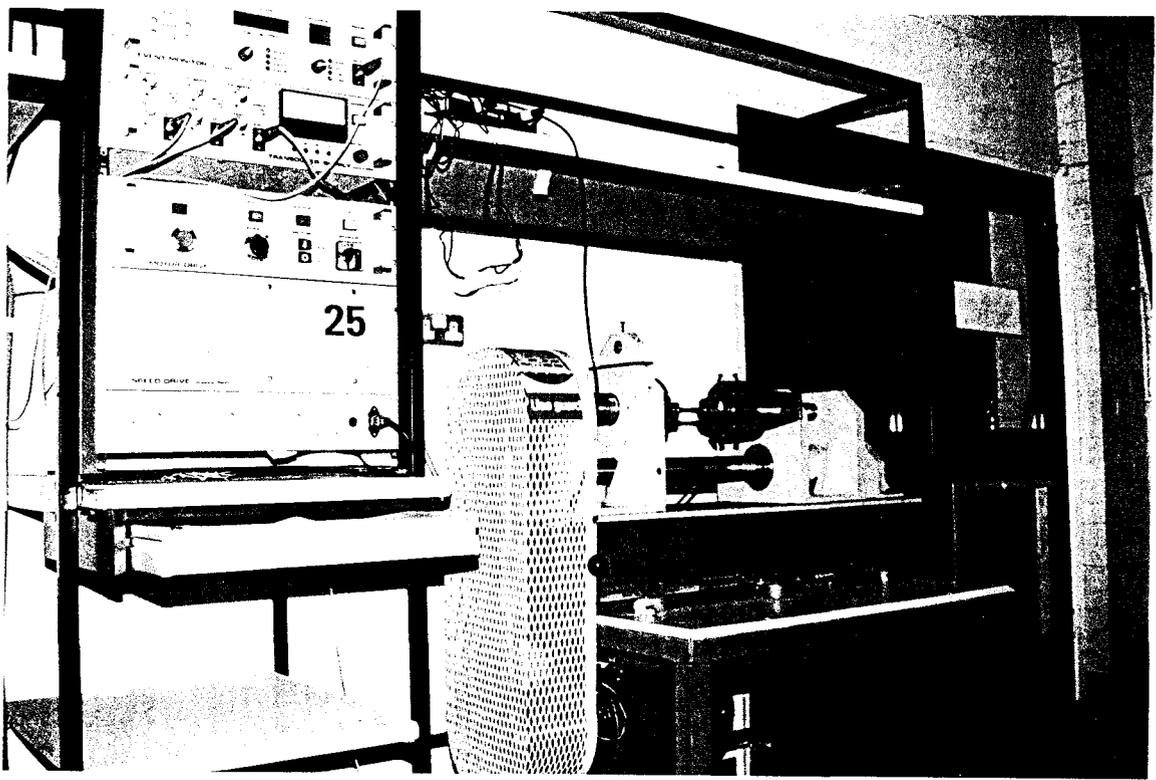


Vue de la machine de traction Mayes

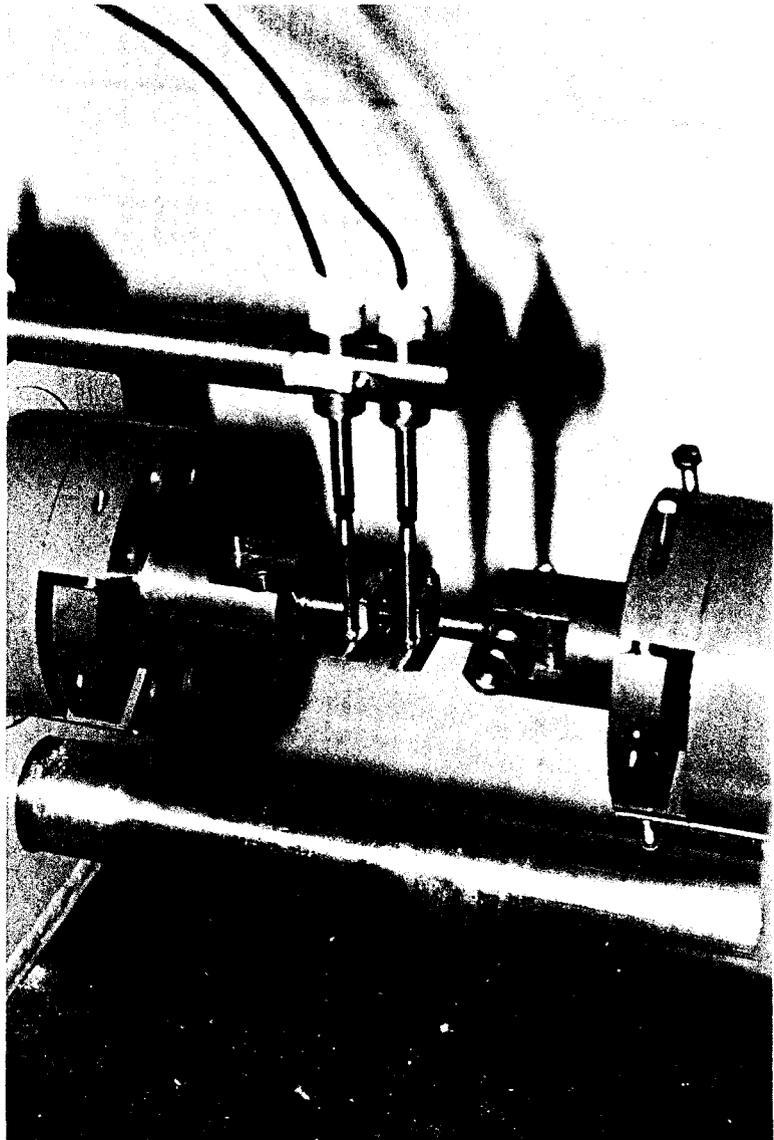
Détail du montage de l'éprouvette

de traction-compression





Vue de la machine de torsion alternée



Détail du système de mesure de l'angle de torsion

Détermination de la relation cisaillement/contrainte de cisaillement.

Une barre soumise à un moment de force qui lui impose un angle de torsion θ par longueur l subit un cisaillement γ qui vaut

$$\gamma = \frac{r \theta}{l} \quad (1)$$

l étant la distance entre deux plans transversaux, θ est l'angle de rotation d'un plan par rapport à l'autre et r est le rayon extérieur de la barre.

Pour les éprouvettes utilisées, dr/dl est petit et négligé (R =rayon de la courbe extérieure de la partie utile de l'éprouvette = 98 mm)

Pour deux plans distants de dl , γ vaut

$$\gamma = r \frac{d\theta}{dl} = \gamma_e + \gamma_p \quad (2)$$

La relation entre moment de torsion T et contrainte de cisaillement τ se définit comme suit,

$$T = 2\pi \int_0^{r_0} r^2 \tau dr = \frac{2\pi}{\theta^3} \int_0^{\gamma_0 = \theta r_0} \gamma^2 \tau d\gamma \quad (3)$$

Elle nous conduit à une relation entre le moment de torsion T et l'angle de torsion θ ;

$$\theta^3 T = 2\pi \int_0^{\theta r_0} \gamma^2 \tau d\gamma = 2\pi \left[\frac{\gamma^3 \tau}{3} \right]_0^{\theta r_0} \quad (4)$$

Soit par intégration;

$$\theta^3 T = 2\pi \frac{r_0^3 \tau \theta^3}{3} \quad (5)$$

La variation du moment de torsion en fonction de l'angle est obtenue par l'équation :

$$\frac{d(\theta^3 T)}{d\theta} = 3\theta^2 T + \theta^3 \frac{dT}{d\theta} = 2\pi r_0^3 \tau \theta^2 \quad (6)$$

$$3T + \theta \frac{dT}{d\theta} = 2\pi r_0^3 \tau \quad (7)$$

$$\frac{T}{2\pi r_0^3} \left(3 + \frac{\theta}{T} \frac{dT}{d\theta} \right) = \tau \quad (8)$$

Soit finalement

$$\frac{T}{2\pi r_0^3} \left(3 + \frac{d(\ln(T))}{d(\ln(\theta))} \right) = \tau \quad (9)$$

La relation entre la contrainte de cisaillement et le moment de torsion est inversement proportionnelle au cube du rayon de la barre. La constante **A** constitue le coefficient de proportionalité et dépend du matériau par l'intermédiaire de la pente de la courbe bilogarithmique T/θ. (voir courbe IV-2)

$$\tau = A \frac{T}{r^3} \quad (10)$$

Cette pente vaut 1 dans le domaine plastique, et décroît régulièrement et tend dans le domaine élastique vers une valeur constante dans une grande gamme de moment de torsion (voir figure IV-2). Cette valeur est égale à 0,38 ici.

Nous allons maintenant chercher à déterminer la relation entre contrainte de cisaillement et angle de torsion, puis la relation entre la déformation de cisaillement et la contrainte de cisaillement. Nous détaillons γ en parts élastique et plastique;

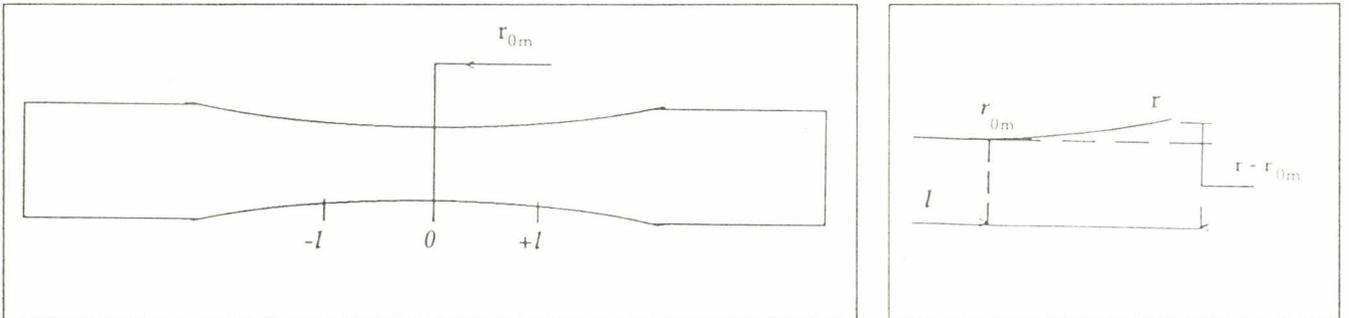
$$\gamma = \gamma_e + \gamma_p = \frac{\tau}{\mu} + \left(\frac{\tau}{k} \right)^{1/n} \quad (11)$$

soit

$$d\theta = \frac{\gamma}{r} dl = \left(\frac{\tau}{\mu r} + \frac{1}{r} \left(\frac{\tau}{k} \right)^{1/n} \right) dl \quad (12)$$

Par intégration;

$$\theta = \int_{-l}^{+l} \left\{ \left(\frac{AT}{\mu r^4} \right) + \left(\frac{AT}{k r^3} \right)^{1/n} \cdot \frac{1}{r} \right\} dl \quad (13)$$



Représentation schématique de la partie utile de l'éprouvette

La relation existant entre r et r_{0m} définis sur le schéma ci-dessus est;

$$r = r_{0m} + R - \sqrt{R^2 - l^2} \quad (14)$$

$\pm l$ correspond aux limites de l'intégration pour le calcul du cisaillement, et cela correspond également aux emplacements des deux cames. Il faut ajouter encore

$$\gamma_{0e} = \frac{AT}{\mu r_{0m}^3} \quad \text{et} \quad \gamma_{0p} = \left(\frac{AT}{k r_{0m}^3} \right)^{1/n} \quad (15)$$

n est le coefficient de durcissement du matériau, k le coefficient de force, μ correspond au module d'Young.

Par intégration;

$$\theta = \frac{\gamma_{0e}}{r_{0m}} \int_{-l}^{+l} \left(\frac{r_{0m}}{r} \right)^4 dl + \frac{\gamma_{0p}}{r_{0m}} \int_{-l}^{+l} \left(\frac{r_{0m}}{r} \right)^{\frac{3+n}{n}} dl \quad (16)$$

Soit ;

$$\theta = \frac{2 \gamma_{0e}}{r_{0m}} \int_0^{+l} \frac{dl}{\left\{ 1 + \frac{R}{r_{0m}} - \left[\left(\frac{R}{r_{0m}} \right)^2 - \left(\frac{l}{r_{0m}} \right)^2 \right]^{1/2} \right\}^4} + \frac{2 \gamma_{0p}}{r_{0m}} \int_0^l \frac{dl}{\left\{ 1 + \frac{R}{r_{0m}} - \left[\left(\frac{R}{r_{0m}} \right)^2 - \left(\frac{l}{r_{0m}} \right)^2 \right]^{1/2} \right\}^{\frac{3+n}{n}}} \quad (17)$$

Nous aboutissons ainsi à une relation simple entre l'angle de torsion et les parts élastique et plastique du cisaillement;

$$\theta = B \frac{\gamma_{0e}}{r_{0m}} + C \frac{\gamma_{0p}}{r_{0m}} \quad (18)$$

Les coefficients B et C se déterminent par intégration suivant les caractéristiques dimensionnelles des éprouvettes et l'écart choisi entre les cames. B et C dépendent de la valeur de n et sont calculées pour chaque valeur de θ .

On cherche maintenant à définir la relation entre cisaillement et contrainte de cisaillement;

$$\gamma_p = \gamma_t - \gamma_e \quad (19)$$

Soit en utilisant l'équation (18);

$$\theta = C \frac{\gamma_{0t}}{r_{0m}} + (B - C) \frac{\gamma_{0e}}{r_{0m}} \quad (20)$$

$$\gamma_{0e} = \frac{\tau}{\mu} \quad (21)$$

Finalement;

$$\gamma_{ot} = C' r_{0m} \left(\theta - B' \cdot \frac{\tau}{\mu r_{0m}} \right) \quad (22)$$

avec θ exprimé en degré r_{0m} en mm et τ et μ dans les mêmes unités. γ est obtenu en pour-cent.

Les constantes C' et B' sont obtenues à partir de C et B ;

$$C' = \frac{\pi}{180} \cdot \frac{100}{C} \quad \text{et} \quad B' = \frac{(B-C) \cdot 180}{\pi} \quad (23)$$

L'échantillon utilisé pour l'essai se caractérise comme suit

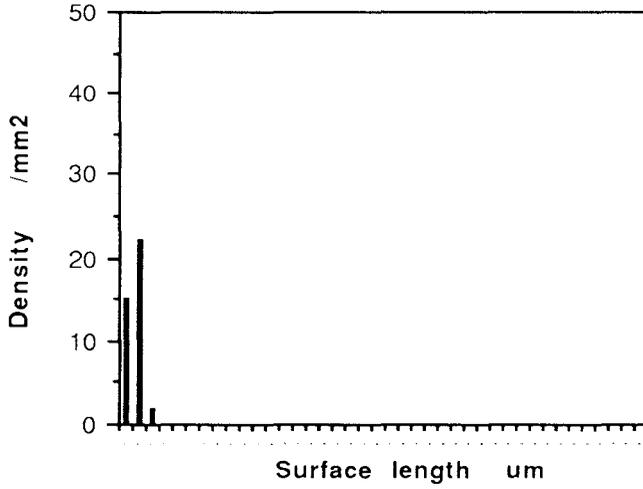
$$2l = 23,96 \text{ mm}$$

$$r_{0m} = 4,0505 \text{ mm}$$

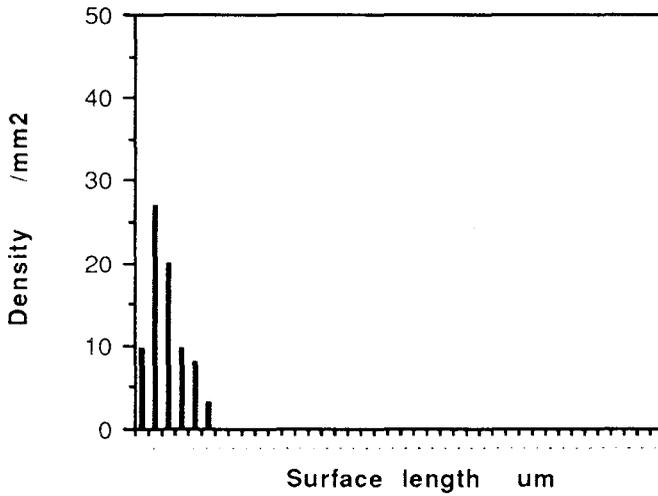
$$R = 98 \text{ mm}$$

Le coefficient n est obtenu à partir de la courbe bilogarithmique moment de force/angle de torsion, figure IV-2. Dans la partie linéaire, correspondant à un régime plastique, nous obtenons une courbe de pente 0,38.

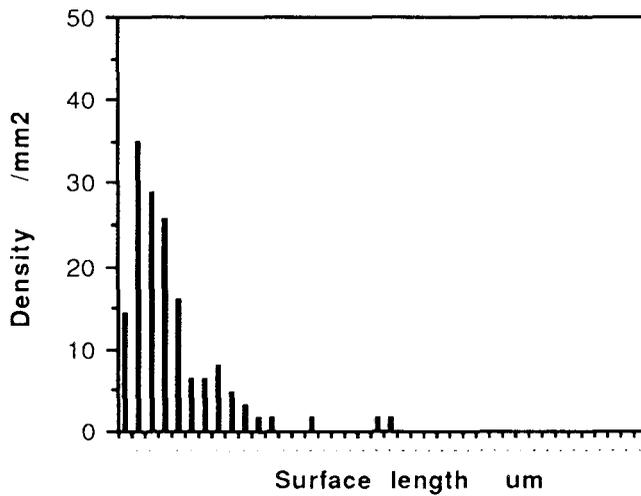
Push-pull. Lifetime = 7,000 cycles.
2,350 completed cycles.



Push-pull. Lifetime = 7,000 cycles.
3,000 completed cycles.

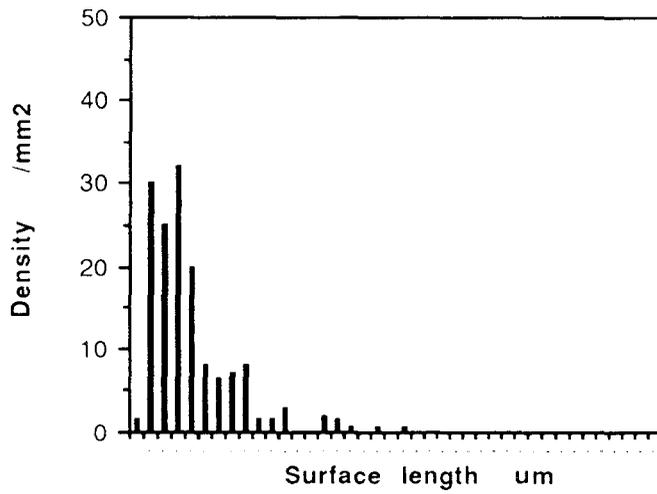


Push-pull. Lifetime = 7,000 cycles.
3,900 completed cycles.

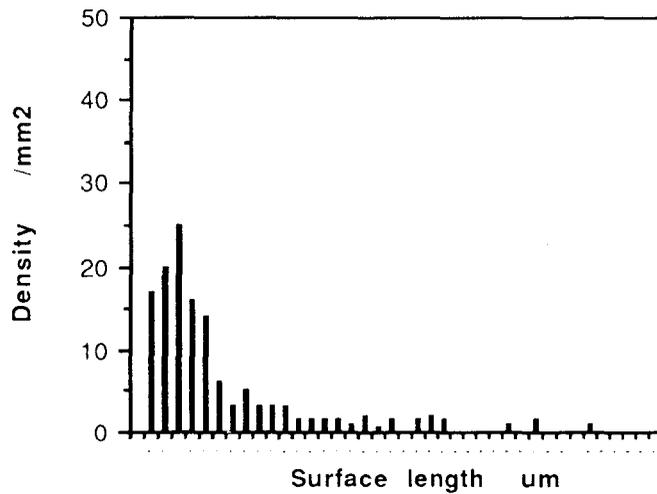


Histogrammes de densités de fissures par classe de 10 µm

Push-pull. Lifetime = 7,000 cycles.
5,020 completed cycles.

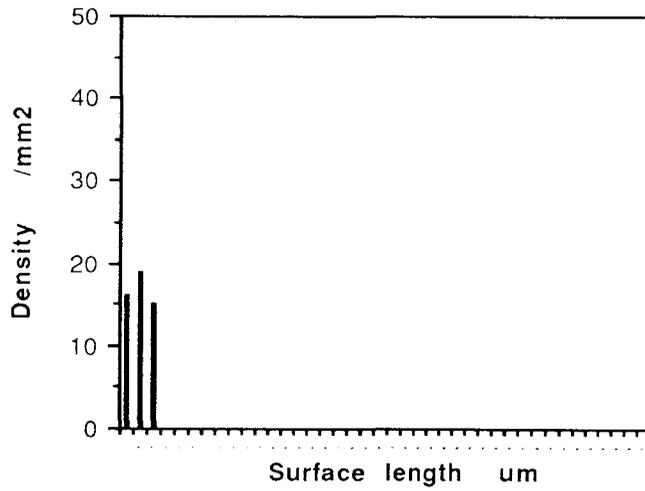


Push-pull. Lifetime = 7,000 cycles.
6,130 completed cycles.

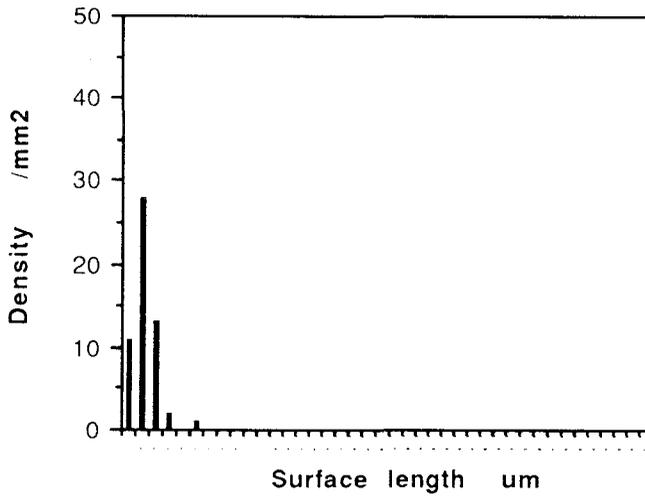


Histogrammes de densités de fissures par classe de 10 μm

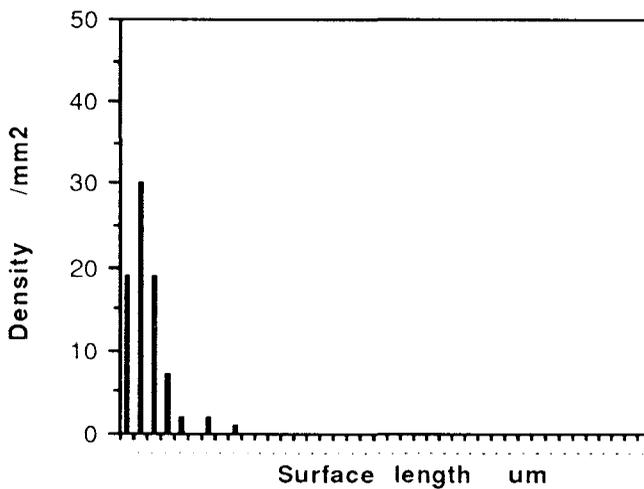
Push-pull. Lifetime = 118,000 cycles.
23,630 completed cycles.



Push-pull. Lifetime = 118,000 cycles.
42,270 completed cycles.

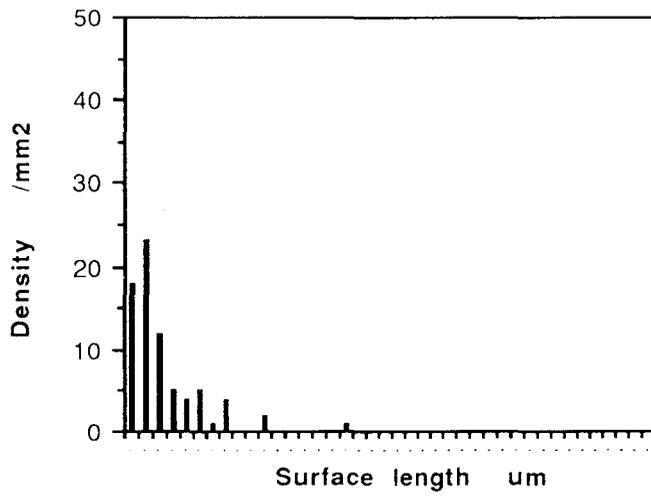


Push-pull. Lifetime = 118,000 cycles.
60,410 completed cycles.

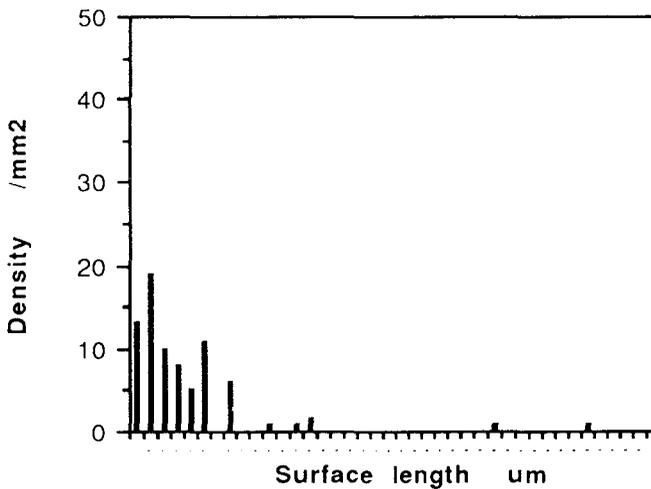


Histogrammes de densités de fissures par classe de 10 μm

Push-pull. Lifetime = 118,000 cycles.
93,660 completed cycles.

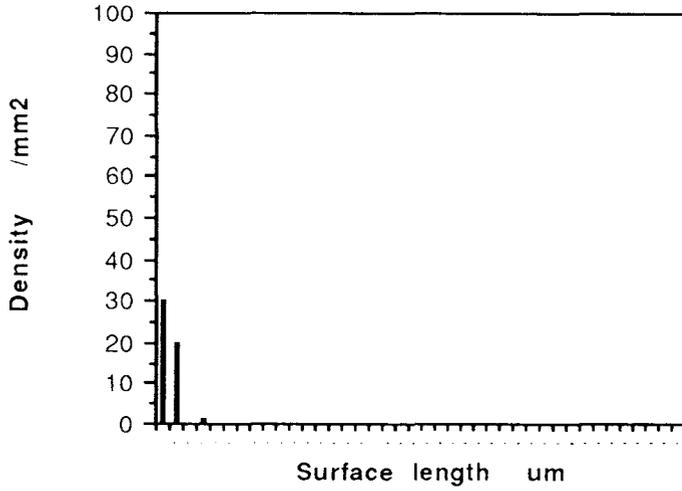


Push-pull. Lifetime = 118,000 cycles.
105,000 completed cycles.

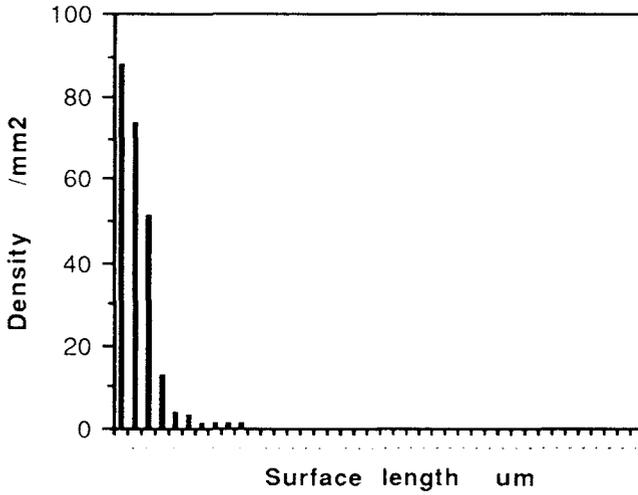


Histogrammes de densités de fissures par classe de 10 µm

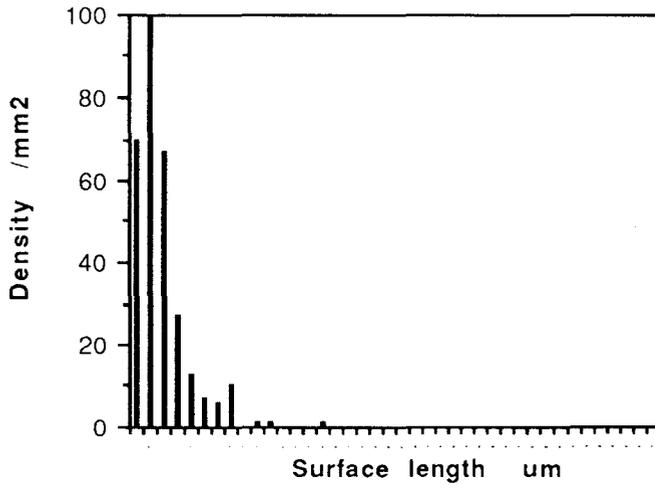
Torsion. Lifetime = 7,500 cycles.
1,500 completed cycles.



Torsion. lifetime = 7,500 cycles.
3,000 completed cycles.

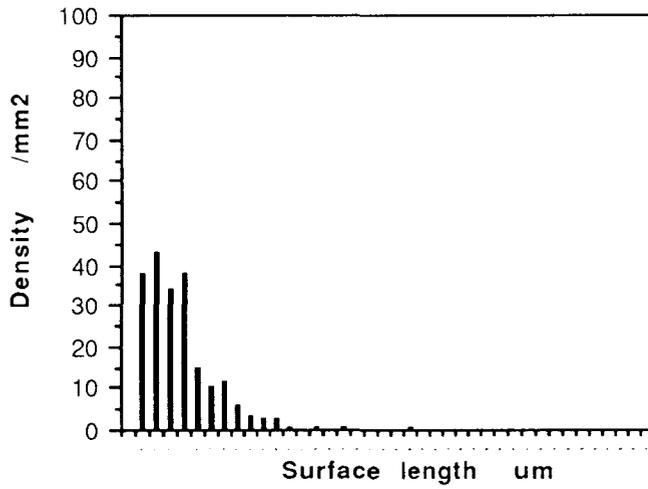


Torsion. Lifetime = 7,500 cycles.
4,500 completed cycles.

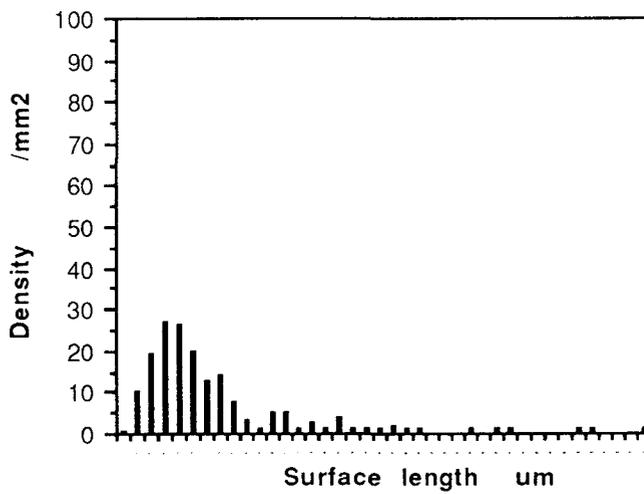


Histogrammes de densités de fissures par classe de 10 μm

Torsion. Lifetime = 7,500 cycles.
6,000 completed cycles.

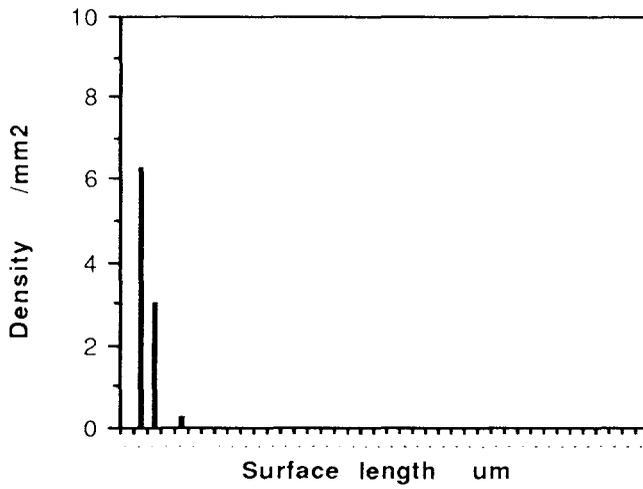


Torsion. lifetime = 7,500 cycles
7,000 completed cycles.

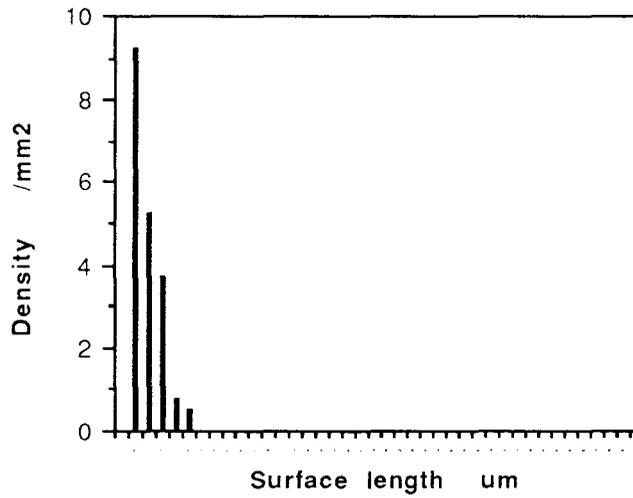


Histogrammes de densités de fissures par classe de 10 μm

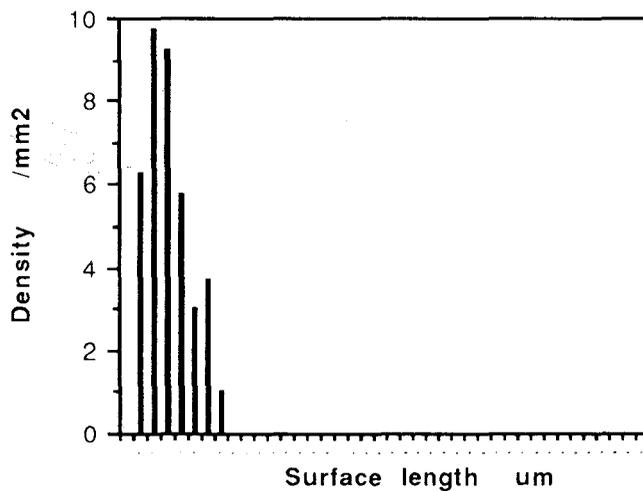
Torsion. Lifetime = 427,000 cycles.
43,000 completed cycles.



Torsion. Lifetime = 427,000 cycles.
105,000 completed cycles.

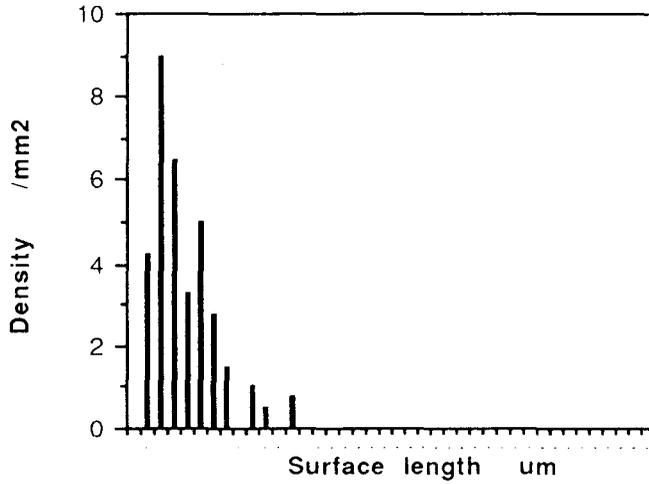


Torsion. Lifetime = 427,000 cycles.
170,000 completed cycles.

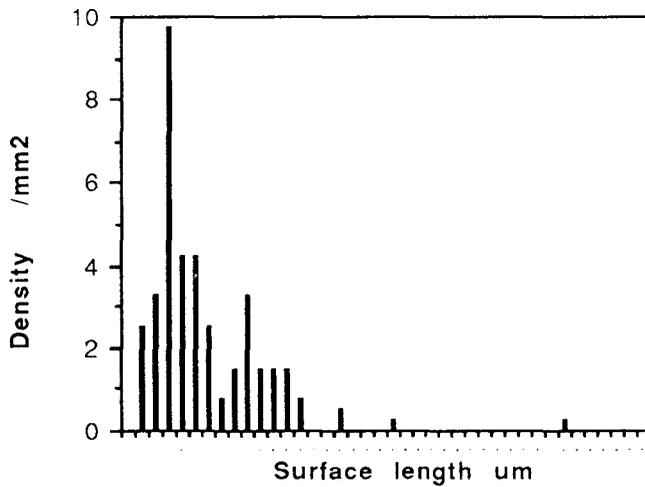


Histogrammes de densités de fissures par classe de 10 µm

Torsion. Lifetime = 427,000 cycles.
 289,000 completed cycles.



Torsion. Lifetime = 427,000 cycles.
 392,000 completed cycles.



Histogrammes de densités de fissures par classe de 10 μm