UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

AMÉLIORATION DE LA RÉSISTANCE EN FATIGUE D'UN ACIER 4140 PAR NITRURATION GAZEUSE

NATHALIE LIMODIN
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

THÈSE PRÉSENTÉE EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE PHILOSOPHIAE DOCTOR (Ph.D.)
(GÉNIE MÉTALLURGIQUE)
JUIN 2005

© Nathalie Limodin, 2005.

Library and Archives Canada

Published Heritage Branch

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Bibliothèque et Archives Canada

Direction du Patrimoine de l'édition

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence
ISBN: 978-0-494-17005-2
Our file Notre référence
ISBN: 978-0-494-17005-2

NOTICE:
The author has granted a non-exclusive license allowing Library and Archives Canada to reproduce, publish, archive, preserve, conserve, communicate to the public by telecommunication or on the Internet, loan, distribute and sell theses worldwide, for commercial or non-commercial purposes, in microform, paper, electronic and/or any other formats.

The author retains copyright ownership and moral rights in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

AVIS:
L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque et Archives Canada de reproduire, publier, archiver, sauvegarder, conserver, transmettre au public par télécommunication ou par l'Internet, prêter, distribuer et vendre des thèses partout dans le monde, à des fins commerciales ou autres, sur support microforme, papier, électronique et/ou autres formats.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur et des droits moraux qui protège cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

In compliance with the Canadian Privacy Act some supporting forms may have been removed from this thesis.

While these forms may be included in the document page count, their removal does not represent any loss of content from the thesis.

Conformément à la loi canadienne sur la protection de la vie privée, quelques formulaires secondaires ont été enlevés de cette thèse.

Bien que ces formulaires aient inclus dans la pagination, il n'y aura aucun contenu manquant.

Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Cette thèse intitulée :

AMÉLIORATION DE LA RÉSISTANCE EN FATIGUE D'UN ACIER 4140 PAR NITRURATION GAZEUSE

présentée par : LIMODIN Nathalie

en vue de l'obtention du diplôme de : Philosophiae Doctor

a été dûment acceptée par le jury d'examen constitué de :

M. AJERSCH Frank, Ph.D., président

M. VERREMAN Yves, Ph.D., membre et directeur de recherche

M. BAÏLON Jean-Paul, Ph.D., membre et codirecteur de recherche

M. TYMOWSKI George, Ph.D., membre

M. PETIT Jean, D.Sc.Phys., membre

Le commencement de toutes les sciences, c'est l'étonnement
de ce que les choses sont ce qu'elles sont.

Aristote (Métaphysique)

Je dédie ce travail à mes parents, Rozina et Bernard.

REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé dans le laboratoire d'essais mécaniques des matériaux du programme de Génie Métallurgique. Je tiens à remercier M. Yves Verreman, mon directeur de thèse, pour son précieux soutien tout au long de ce travail.

Je remercie M. Jean-Paul Baïlon, codirecteur de recherche, et notre partenaire industriel Nitrex Métal Pour leur contribution.

Je remercie tous ceux qui, au sein de Nitrex, ont participé activement à ce projet notamment Nabil, Christine, Jean-François et Peter.

Je remercie M. Marius Banu pour son aide indispensable quant à l'utilisation des machines de fatigue, la réalisation des essais mécaniques et, au besoin, la réparation desdites machines ou la conception de nouveaux dispositifs pour faire face à tous les imprévus...

Je remercie tout le personnel du programme de Génie Métallurgique et tout particulièrement Mme Carole Massicotte pour sa disponibilité et sa gentillesse.

Je remercie mes collègues étudiants pour leur présence et leur bonne humeur. Je remercie particulièrement Mme Huifang Guo pour m'avoir initié au fonctionnement de la biaxiale et pour m'avoir fait profiter de son expérience du laboratoire d'essais mécaniques.

Enfin, je remercie ma famille pour son soutien malgré la distance et pour m'avoir encouragée à toujours aller au bout des choses.

RÉSUMÉ

La nitruration est un traitement thermochimique qui, par insertion d'azote en solution solide et précipitation de nitrures, génère à la surface de la pièce traitée un profil de dureté et de contraintes résiduelles de compression. Elle est employée pour améliorer la résistance à l'usure, à la corrosion et à la fatigue de composants mécaniques tels qu'engrenages, pistons et filières d'extrusion.

Cette étude a pour but de comprendre le comportement en fatigue d'un acier 4140 nitruré par voie gazeuse en étudiant en particulier l'influence des paramètres de nitruration et celle de la configuration géométrie/sollicitation sur l'amélioration de la résistance du métal de base.

L'examen de la littérature montre que la nitruration augmente la résistance en fatigue dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. L'amélioration est associée à une transition du mécanisme de fissuration externe habituel à un mécanisme de fissuration interne; une fissure circulaire, dite en « œil-de-poisson », s'amorce sur un défaut, souvent une inclusion non métallique, du cœur non nitruré. Les résultats rapportés par la littérature s'appuient, la plupart du temps, sur des essais en flexion rotative. Du fait du gradient de contrainte inhérent à ce type de sollicitation, la fissuration s'amorce toujours à l'interface entre la couche nitrurée et le cœur. Une augmentation de la profondeur de nitruration se traduit donc par une augmentation de la profondeur d'amorçage et par une augmentation de la limite de fatigue. Cependant, cet effet est artificiel et les résultats de fatigue en flexion rotative sont particulièrement sensibles à un effet d'échelle.

Pour mieux évaluer l'évolution du comportement en fatigue d'un acier nitruré avec les paramètres de la nitruration, notamment la profondeur de traitement, des essais de fatigue axiale en traction-compression ont été réalisés. Trois profondeurs de nitruration

(400, 700 et 1 000 μm) ont été mises en œuvre puis caractérisées par des filiations de dureté et des mesures de contraintes résiduelles.

Les courbes de fatigues réalisées pour ces trois profondeurs de traitement montrent que la nitruration apporte, dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles, une amélioration de 20 % par rapport à la résistance en fatigue du métal de base. La fatigue de l'acier nitruré met en jeu une compétition entre une fissure externe, qui s'amorce et se propage dans la surface nitrurée dure et sujette à des contraintes résiduelles de compression, et une fissure interne, qui se développe dans le cœur non nitruré sans l'influence de l'atmosphère ambiante. Quand la profondeur de nitruration est suffisante pour qu'une fissure de surface ne puisse s'amorcer plus rapidement qu'une fissure interne, la résistance en fatigue de l'acier nitruré ne dépend plus que de la résistance intrinsèque du métal de base, qui est elle-même fonction de la dureté et de la taille des défauts. Par ailleurs, des essais menés en traction répétée ($R_\sigma = 0$) montrent que le mécanisme de fissuration interne est plus sensible que le mécanisme de surface à l'application d'une contrainte moyenne de tension.

L'amélioration de la résistance en fatigue de la surface nitrurée a été étudiée du point de vue de la propagation d'une fissure courte dans un champ de contraintes résiduelles en considérant l'effet des contraintes résiduelles sur la fermeture. Cependant, cette approche ne suffit pas à expliquer la différence de durée de vie entre la couche mince, qui rompt par fissuration externe, et la couche moyenne, qui rompt par fissuration interne. L'acier nitruré a été étudié d'autre part comme un composite ou bimatériau formé d'un cœur mou emprisonné dans une couche dure; les propriétés mécaniques de chacun des éléments sont mesurées par des essais de traction sur une éprouvette du métal de base et sur une éprouvette nitrurée à cœur. Quand le cœur se déforme plastiquement, la contrainte locale supportée par la couche est d'autant plus grande que la couche est mince. L'épaisseur de la couche doit être suffisante pour que, si le cœur subit une déformation plastique, la contrainte dans la couche reste inférieure à la limite de fatigue de la surface.

Avec une profondeur de nitruration définie comme suffisante (700 μm) sur bord lisse pour repousser le site d'amorçage de la fissure critique dans le cœur non nitruré, des essais de fatigue axiale sur des entailles en V axisymétriques ont été réalisés afin d'explorer l'influence de la sévérité d'entaille. Trois rayons de courbure ont été sélectionnés après calculs par éléments finis des distributions de contraintes en fond d'entaille. L'entaille la plus douce représente le gradient de contrainte existant dans une éprouvette de flexion rotative. L'entaille intermédiaire représente le gradient de contrainte existant au pied de denture d'un engrenage. Enfin, l'entaille la plus aiguë représente un gradient de contrainte particulièrement sévère.

L'amélioration apportée par la nitruration est beaucoup plus importante en présence d'une concentration de contraintes. Pour la fatigue à grand nombre de cycles, l'amélioration de la résistance est de 80 % pour l'entaille douce et de 100 % et plus pour les entailles intermédiaires et sévères. Quand le gradient de contrainte est suffisamment élevé, la contrainte sous la couche nitrurée n'est pas suffisante pour amorcer et propager une fissure; la résistance intrinsèque du métal de base ne vient plus limiter la résistance en fatigue de l'acier nitruré. La fissure doit s'amorcer systématiquement en fond d'entaille depuis la surface renforcée par la nitruration. Le plein bénéfice de la nitruration sur la résistance en fatigue est alors obtenu. Ce comportement est observé pour l'entaille intermédiaire, représentative d'un pied de denture d'engrenage, et pour l'entaille sévère. L'entaille douce, représentative de la flexion rotative, n'est pas assez sévère pour empêcher l'amorçage et la propagation d'une fissure interne à l'interface entre la couche et le cœur. L'amélioration par rapport au métal de base résulte néanmoins du gradient de contrainte et du faible volume sollicité sous la couche nitrurée.

ABSTRACT

Nitriding is a thermochemical treatment which, by insertion of nitrogen in solid solution and nitride precipitation, generates on the surface of the treated part a profile of hardness and compressive residual stresses. It is used to improve the wear, corrosion and fatigue resistances of mechanical components such as gears, pistons and extrusion dies.

The purpose of this study is to understand the fatigue behaviour of a gas-nitrided 4140 steel by studying in particular the influence of the nitriding parameters and that of the geometry/loading configuration on the improvement of the base metal fatigue strength.

The analysis of literature shows that nitriding increases the fatigue strength in the high cycle fatigue regime. The improvement is associated to a transition from the usual external cracking mechanism to an internal cracking mechanism; a circular "fish-eye" crack initiates from a defect, e.g. a non metallic inclusion, inside the unnitrided core. Most of the time, results reported in the literature are based on rotary bending tests. Because of the bending stress gradient, cracks always initiate at the boundary between the nitrided case and the core. An increase in nitriding depth thus results in an increase in initiation depth and in an increase in the fatigue limit. However, this effect is artificial and fatigue results obtained in rotational bending are particularly sensitive to size effect.

For a better assessment of the fatigue behaviour evolution of nitrided steel with the nitriding parameters and, in particular, with the nitriding depth, axial fatigue tests were performed under fully reversed loading. Three nitriding depths (400, 700 and 1 000 μm) were achieved and characterized by hardness and residual stress measurements in depth. The fatigues curves obtained for these three case depths show that, in high cycle fatigue, nitriding brings an improvement of 20 % as compared to the fatigue strength of the base metal. Fatigue of nitrided steel is a competition between an external crack, which initiates and propagates from the hard nitrided surface under compressive residual stresses, and an internal crack, which grows in the unnitrided core without the influence

of the surrounding atmosphere. When nitriding is deep enough to initiate a surface crack faster than an internal crack, fatigue strength of the nitrided steel depends only on the intrinsic strength of the base metal, which is a function of metal hardness and defects size. In addition, tests carried out under zero-to-tension loading ($R_\sigma = 0$) show that the internal cracking mechanism is more sensitive than the surface mechanism to the application of a tensile mean stress.

The fatigue strength improvement of the nitrided surface was studied from the point of view of short crack propagation in a residual stress field by considering the effect of the residual stresses on crack closure. However, this approach cannot account for the difference in fatigue life between the thin nitrided case, which breaks by external cracking, and the medium case, which breaks by internal cracking. Then, the nitrided steel was studied as a composite or a bimaterial, i.e. as a soft core inside a hard case; the mechanical properties of each element are measured by tensile tests on base metal and through-nitrided specimens. When the core deforms plastically, the thinner the nitrided case, the higher the surface stress. Above the base metal fatigue strength, nitriding must be deep enough so that the surface stress remains lower than the case fatigue strength.

With nitriding deep enough (700 μm) to remove the crack initiation site from the surface to the unnitrided core, axial fatigue tests were performed on axisymmetric V-notches in order to investigate the influence of the notch severity. Three radii of curvature were selected from finite element computations of stress distributions at the notch root. The smoothest notch represents the stress gradient in a rotary bending specimen. The medium notch represents the stress gradient at a gear tooth root. The sharpest notch represents a particularly severe stress gradient.

The improvement brought by nitriding is much more important in the presence of a stress concentration. In high cycle fatigue, the fatigue strength improvement as compared to the base metal is 80 % for the smooth notch and 100 % and more for the intermediate and severe notches. When the stress gradient is high, the stress under the

nitrided layer is not high enough to initiate and propagate a crack; the intrinsic strength of the base metal does not limit the fatigue strength of the nitrided steel any more. The crack must initiate at the notch root surface strengthened by nitriding. Thus, the full benefit of nitriding on fatigue strength is obtained. This behaviour is observed for the medium notch, which is representative of a gear tooth root, as well as for the sharpest notch. The smooth notch representative of rotary bending is not severe enough to prevent initiation and propagation of an internal crack at the interface between case and core. Nevertheless, the improvement of the base metal notch fatigue strength mainly results from the stress gradient and from the small stressed volume under the nitrided case.

TABLE DES MATIÈRES

Dédicace iv

Remerciements v

Résumé vi

Abstract ix

Table des matières xii

Liste des tableaux xxiv

Liste des figures xxvi

Liste des annexes xxxvii

Liste des sigles et abréviations xxxviii

Introduction 1

I La nitruration, traitement de surface thermochimique 8

1.1 Définition de la nitruration 8

1.2 Thermodynamique de la nitruration gazeuse 11

1.2.1 Description du diagramme Fe-N 11

1.2.2 Définition du potentiel azote et du diagramme de Lehrer 13

1.3 Cinétique de la nitruration gazeuse 16

1.3.1 Diffusion dans le fer pur 17

1.3.1.1 Diffusion de l'azote dans le Fe-α et formation d'une zone de diffusion $\left(C^{\alpha}_{N-S/\alpha} < C_{critique}\right)$ 18

1.3.1.2 Diffusion de l'azote à travers une couche de combinaison γ' ou γ'/ε $\left(C^{\alpha}_{N-S/\alpha} \geq C_{critique}\right)$ 19

1.3.2 Diffusion et précipitation dans un acier 21

1.3.2.1 Structure des couches formées sur un acier 21

1.3.2.2 Influence des éléments d'alliage 23

1.3.2.2.1 Profondeur de diffusion 23

1.3.2.2.2 Azote en excès 27

1.4 Les techniques de nitruration 28

1.4.1 Nitruration gazeuse 28

1.4.1.1 Effet des différents paramètres du procédé 28

1.4.1.2 Mesure du coefficient de dissociation de NH_3 29

1.4.1.3 Ajustement in situ de la composition du mélange gazeux 31

1.4.2 Autres méthodes de nitruration 32

1.4.2.1 Nitruration en bain de sels 32

1.4.2.2 Nitruration plasma ou ionique 33

1.5 Propriétés des pièces nitrurées 34

1.5.1 Profil de dureté 34

1.5.2 Profil de contraintes résiduelles 36

1.6 Applications 38

1.6.1 Résistance à l'usure 38

1.6.2 Résistance à la corrosion 40

1.6.3 Résistance en fatigue 40

1.6.4 Étude de cas : les engrenages 41

1.6.4.1 Conditions de fonctionnement des engrenages 41

1.6.4.2 Défaillance et rupture des dents d'engrenages 42

1.6.4.2.1 Mécanismes d'usure 42

1.6.4.2.2 Fatigue en pied de denture 44

1.6.4.3 Traitement de surface : le cahier des charges 45

II Étude bibliographique : fatigue des aciers à surface améliorée 50

2.1 Fatigue du métal de base sur bord lisse 50

2.1.1 « La limite d'endurance n'existe pas » 50

2.1.2 Mécanisme de fissuration interne en fatigue à très grand nombre de cycles 52

2.1.3 Fatigue et inclusions non métalliques 55

2.1.3.1 Géométrie et position 55

2.1.3.2 Concentration de contraintes 57

2.1.3.3 Réservoirs à hydrogène 58

2.2 Fatigue du métal de base en fond d'entaille 59

2.2.1 Description mécanique de l'effet d'entaille 59

2.2.1.1 Coefficient théorique de concentration de contraintes K_t 60

2.2.1.2 Champ de contrainte élastique autour d'une entaille 60

2.2.1.2.1 Distribution de contraintes à partir du fond d'entaille 60

2.2.1.2.2 Gradient de contrainte 63

2.2.2 Effet d'entaille en fatigue 64

2.2.2.1 Coefficient effectif de concentration de contraintes K_f 64

2.2.2.2 Effet d'entaille selon la durée de vie 66

2.2.2.3 Effet d'échelle 66

2.2.2.4 Contrainte moyenne et contraintes résiduelles 67

2.2.3 Analyse quantitative de l'effet d'entaille en fatigue 68

2.2.3.1 Approches basées sur la contrainte 68
2.2.3.1.1 Prédiction de la limite de fatigue 69
2.2.3.1.2 Estimation de la courbe S-N 69
2.2.3.1.3 Discussion 70
2.2.3.2 Approche par la déformation locale 71
2.2.3.2.1 Contrainte et déformation en fond d'entaille 71
2.2.3.2.2 Discussion 72
2.2.3.3 Approches de « distance critique » : prédiction de la durée de vie totale 73
2.2.3.3.1 Formules semi-empiriques « classiques » 74
2.2.3.3.2 Évaluation de la « distance critique » 77
2.2.3.3.3 Discussion 80
2.2.3.4 Approche de type mécanique de la rupture : propagation des fissures courtes 80
2.2.3.4.1 Propagation d'une fissure à partir d'un fond d'entaille 81
2.2.3.4.2 Explications du comportement des fissures courtes en fond d'entaille 84
2.2.3.4.3 Paramètres mécaniques 85
2.2.3.4.4 Analyse des champs de contraintes en fond d'entaille 86
2.2.3.4.5 Discussion 89
2.3 Traitement de surface et fatigue sur bord lisse 90
2.3.1 Comparaison entre acier traité et acier de base 90
2.3.1.1 En fatigue oligocyclique 90
2.3.1.2 En fatigue à grand nombre de cycles 92
2.3.1.3 Cas général 92
2.3.2 Mécanisme de fissuration interne en « œil-de-poisson » 95
2.3.2.1 Fractographie 95

2.3.2.2 Durées de vie d'amorçage et de propagation d'une microfissure 97
2.3.3 Influence de différents facteurs 97
2.3.3.1 Matériau de base 97
2.3.3.2 Couche de combinaison 98
2.3.3.3 Profondeur de traitement 98
2.3.3.4 Contrainte moyenne 103
2.3.3.5 Contraintes résiduelles 104
2.3.4 Analyse quantitative de la fissuration sur bord lisse 107
2.3.4.1 Prédiction de la limite de fatigue interne avec le paramètre √aire 107
2.3.4.2 Concept de limite de fatigue locale 109
2.3.4.3 Modèle du matériau composite 111
2.3.4.4 Propagation d'une fissure interne 114
2.4 Traitement de surface et fatigue en fond d'entaille 115
2.4.1 Comparaison entre acier traité et acier de base 115
2.4.2 Mécanisme de fissuration externe à partir d'une entaille 117
2.4.2.1 Entaille et position du site d'amorçage 117
2.4.2.2 Fractographie 118
2.4.3 Influence de différents facteurs 119
2.4.3.1 Matériau de base 120
2.4.3.2 Couche de combinaison 120
2.4.3.3 Profondeur de traitement 120
2.4.3.4 Contraintes résiduelles 123
2.4.3.5 Contrainte moyenne 124
2.4.3.6 Effet d'échelle 125

2.4.4 Analyse quantitative de la fissuration en fond d'entaille 126
2.4.4.1 Concept de limite de fatigue locale 126
2.4.4.1.1 Modification du concept original 126
2.4.4.1.2 Prise en compte de l'effet d'échelle 129
2.4.4.2 Modèle du matériau composite 130
2.4.4.3 Amorçage et propagation d'une fissure dans un champ de contraintes résiduelles 131
2.5 Synthèse de la bibliographie 135

III Objectifs 139

IV Fatigue axiale sur bord lisse 144
4.1 Matériau, éprouvettes et traitements 144
4.1.1 Matériau de base 144
4.1.2 Éprouvettes 144
4.1.2.1 Pour la traction monotone 144
4.1.2.2 Pour la fatigue 146
4.1.3 Traitements de nitruration 147
4.1.3.1 Préparation des éprouvettes 147
4.1.3.2 Description de l'installation de nitruration gazeuse 147
4.1.3.3 Contrôle des paramètres du procédé 149
4.1.3.4 Traitements postérieurs à la nitruration 149
4.1.3.4.1 Post-oxydation : Nitreg-ONC 149
4.1.3.4.2 Trempe à l'huile 150
4.2 Profils de microdureté 151

4.2.1 Acier 4140 : métal de base 151
4.2.2 Acier 4140 nitruré 152
4.2.2.1 Coupe métallographique 152
4.2.2.2 Comparaison de deux lots d'acier 4140 153
4.2.2.3 Effet du temps de nitruration 154
4.2.2.4 Répétabilité du traitement 156
4.2.2.5 Effet d'un traitement postérieur à la nitruration 156
4.2.3 Acier 4140 nitruré à cœur : caractérisation de la couche 157
4.3 Contraintes résiduelles 158
4.3.1 Principe de la mesure des contraintes résiduelles par diffractométrie des rayons X 158
4.3.1.1 Technique de mesure dite de « $\sin^2\Psi$ » 160
4.3.1.2 Application à la mesure de profils dans les éprouvettes nitrurées 161
4.3.2 Profils de contraintes résiduelles 162
4.3.2.1 Influence de la profondeur de nitruration 162
4.3.2.2 Stabilité des contraintes résiduelles après sollicitation cyclique 163
4.3.2.3 Effet d'un traitement postérieur à la nitruration 164
4.4 Machines d'essais et montages 165
4.4.1 Machines d'essai servo-hydrauliques 165
4.4.2 Montages de fatigue 166
4.5 Traction monotone 168
4.5.1 Courbes de traction 168
4.5.1.1 Acier 4140 de base vs acier 4140 nitruré 168
4.5.1.2 Acier 4140 nitruré à cœur 171
4.5.2 Observations fractographiques 172

4.5.2.1 Métal de base 172

4.5.2.2 Acier nitruré à cœur 173

4.5.2.3 Acier nitruré 174

4.5.3 Comportement d'un acier nitruré en traction monotone 176

4.6 Fatigue axiale en traction-compression cyclique (R_σ = -1) 178

4.6.1 Courbes de Wöhler 178

4.6.1.1 Influence de la géométrie d'éprouvette 178

4.6.1.2 Influence de la profondeur de nitruration 180

4.6.2 Observations fractographiques 183

4.6.2.1 Fissures de surface 183

4.6.2.1.1 Acier 4140 de base 183

4.6.2.1.2 Acier 4140 nitruré 184

4.6.2.2 Fissures internes 187

4.6.2.2.1 Profondeur du site d'amorçage (z_{am}) 187

4.6.2.2.2 Défauts au site d'amorçage 188

4.6.2.2.3 Fractographie des ruptures à partir d'œils-de-poisson 189

4.6.3 Compétition entre fissure de surface et fissure interne 193

4.6.3.1 Fissuration en surface 195

4.6.3.1.1 Effet des contraintes résiduelles de compression 195

4.6.3.1.2 Mesure des vitesses de propagation dans le métal de base et obtention d'une relation da/dN-ΔK_{eff} 197

4.6.3.1.3 Prédiction des durées de vie de propagation 199

4.6.3.2 Fissuration interne 205

4.6.3.2.1 Effet de la géométrie de l'éprouvette 205

4.6.3.2.2 Effet de la dureté du métal de base 206

4.6.3.2.3 Effet de la taille des défauts 207

4.6.3.2.4 Estimation des durées de vie 210

4.6.3.3 Influence de la profondeur de nitruration 215

4.6.3.3.1 Profondeur de nitruration optimale : compétition fissuration interne et fissuration externe 215

4.6.3.3.2 Nature des efforts : traction-compression vs flexion rotative 219

4.7 Fatigue axiale en traction répétée ($R_\sigma = 0$) 223

4.7.1 Courbes de Wöhler 223

4.7.2 Observations fractographiques 225

4.7.2.1 Fissures de surface 225

4.7.2.1.1 Acier 4140 de base 225

4.7.2.1.2 Acier 4140 nitruré 226

4.7.2.2 Fissures internes 227

4.7.3 Contrainte moyenne et nitruration 229

4.7.3.1 Pertinence des expressions analytiques de Goodman, Gerber et Kwofie 229

4.7.3.2 Sensibilité à la contrainte moyenne selon le mécanisme de fissuration 231

V Analyse des contraintes et déformations par la méthode des éléments finis à l'aide du logiciel Forge 2 234

5.1 Objectifs 234

5.2 Présentation du logiciel Forge 2 235

5.2.1 Bases théoriques du calcul de déformation 235

5.2.1.1 Lois de comportement 236

5.2.1.2 Formulation mécanique du problème 238

5.2.1.3 Discrétisation spatiale par éléments finis 238

5.2.1.4 Résolution dans le temps ou discrétisation temporelle 239

5.2.2 Aspects pratiques de la simulation à l'aide de Forge 2 (v2.8) 240

5.2.2.1 Organisation du logiciel 240

5.2.2.2 Option de remaillage multimatériau 241

5.2.3 Validation de Forge 2 élastoplastique 241

5.2.3.1 Comparaison avec le code Abaqus 241

5.2.3.2 Cas analytique simple : déformation élastique d'un barreau cylindrique sollicité en traction 242

5.3 Données des calculs 243

5.3.1 Rhéologie de l'acier 4140 243

5.3.1.1 Acier 4140 de base 243

5.3.1.2 Acier 4140 nitruré à cœur 245

5.3.2 Considérations générales sur le maillage 245

5.3.2.1 Éprouvette lisse bimatériau 245

5.3.2.2 Éprouvette entaillée 246

5.4 Application au comportement d'un bimatériau ou à l'influence de la profondeur de nitruration 248

5.4.1 Description de l'état de contraintes au sein du bimatériau 248

5.4.2 Influence de la rhéologie du cœur 250

5.5 Application au design d'éprouvettes entaillées 253

5.5.1 Géométries d'entaille sélectionnées 253

5.5.1.1 Entaille intermédiaire représentative d'un pied de denture d'engrenage 253

5.5.1.2 Entaille douce représentative d'une éprouvette de flexion rotative 256

5.5.1.3 Entaille sévère 257

5.5.2 Distributions de contraintes élastiques à partir d'un fond d'entaille 258

5.5.2.1 Distributions normalisées de la contrainte axiale élastique pour les trois entailles choisies 258

5.5.2.2 Calcul par éléments finis vs expressions analytiques 260

5.5.2.3 État de contraintes en fond d'entaille 262

5.5.3 Zones plastiques en fond d'entaille 262

VI Fatigue en fond d'entaille : influence de la sévérité d'entaille 265

6.1 Matériau, éprouvettes et traitements 265

6.1.1 Matériau de base 265

6.1.2 Éprouvettes entaillées 265

6.1.3 Traitement de nitruration 266

6.2 Profils de microdureté 267

6.2.1 Acier 4140 de base 267

6.2.2 Acier 4140 nitruré 268

6.2.2.1 Ajustement du temps de nitruration pour obtenir une « couche moyenne » .. 268

6.2.2.2 Effet de la géométrie de l'entaille sur le profil de dureté 269

6.3 Fatigue en traction-compression cyclique (R_σ = -1) sur éprouvettes entaillées 270

6.3.1 Dispositif expérimental 270

6.3.2 Courbes de Wöhler 272

6.3.2.1 Entaille intermédiaire 274

6.3.2.2 Entaille douce 275

6.3.2.3 Entaille sévère 277

6.3.3 Observations fractographiques 278

6.3.3.1 Acier 4140 de base 278

6.3.3.1.1 Entaille intermédiaire 278
6.3.3.1.2 Entaille douce 280
6.3.3.1.3 Entaille sévère 281
6.3.3.2 Acier 4140 nitruré 283
6.3.3.2.1 Entaille intermédiaire 283
6.3.3.2.2 Entaille douce 286
6.3.3.2.3 Entaille sévère 290
6.3.4 Influence de la sévérité d'entaille 292
6.3.4.1 Sensibilité de l'acier 4140 de base à l'effet d'entaille 292
6.3.4.1.1 Évolution de la résistance en fatigue avec la sévérité d'entaille 292
6.3.4.1.2 Pertinence des méthodes de prédiction de la durée de vie en fond d'entaille. 293
6.3.4.2 Sensibilité de l'acier 4140 nitruré à l'effet d'entaille : compétition entre fissure interne et fissure de surface 300
6.3.5 Représentativité des essais de flexion rotative sur bord lisse 308

Conclusions 309
Références 319
Annexes 345

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1. 1. Matériaux d'engrenages et traitements de surface (Blau 1992) 46

Tableau 2. 1. Expression du gradient de contrainte 64

Tableau 4. 1. Paramètres du procédé de nitruration gazeuse 148

Tableau 4. 2. Propriétés mécaniques en traction (valeurs apparentes et rationnelles) 172

Tableau 4. 3. Effet de la géométrie d'éprouvette sur la durée de vie et la taille d'inclusion au site d'amorçage 180

Tableau 4. 4. Taille du défaut au centre de l'œil-de-poisson 209

Tableau 5. 1. Vérification de Forge 2 pour un cas élastique simple 243

Tableau A. 1. Nuances françaises 345

Tableau A. 2. Nuances anglaises 345

Tableau A. 3. Nuances allemandes 346

Tableau A. 4. Nuances suédoises 346

Tableau A. 5. Nuances japonaises 346

Tableau A. 6. Nuance italienne 346

Tableau A. 7. Nuance espagnole 346

Tableau B. 1. Effet de la géométrie d'éprouvette (lot d'acier n°1) 347

Tableau B. 2. Effet de la profondeur de nitruration (lot d'acier n°2) 348

Tableau B. 3. Essais avec contrainte moyenne ($R_\sigma = 0$) 350

Tableau B. 4. Effet de la sévérité d'entaille ($R_\sigma = -1$)..... 351

LISTE DES FIGURES

Figure 1. 1. Schéma d'une surface nitrurée typique 9

Figure 1. 2. Réactions entre milieu actif et matériau d'après (Czelusniak *et al.* 1994) 10

Figure 1. 3. Diagramme d'équilibre Fe-N (Ghiglione *et al.* 1994b) 11

Figure 1. 4. Profil de concentration en azote (Ghiglione *et al.* 1994b) 13

Figure 1. 5. Diagramme de Lehrer (Liliental *et al.* 1994) 16

Figure 1. 6. Croissance parabolique de la couche blanche à 570°C pour une concentration superficielle d'azote théorique de 8,5 % massique (Michel et Gantois 1993) 20

Figure 1. 7. Schéma d'une couche nitrurée sur un acier non allié (Liliental *et al.* 2000) 21

Figure 1. 8. Schéma d'une couche nitrurée sur un acier allié (Liliental *et al.* 2000) 22

Figure 1. 9. Effet de la teneur en chrome sur le profil de dureté (Michel et Gantois 1993) 23

Figure 1. 10. Comparaison des épaisseurs de (a) couche de diffusion et de (b) couche blanche entre un acier 4140 et du fer pur pour un potentiel azote de 6,56 $atm^{-1/2}$ et une température de 500 ou 550°C (Maldzinski *et al.* 1999) 24

Figure 1. 11. Installation de nitruration gazeuse (Knerr *et al.* 1991) 28

Figure 1. 12. Schéma d'un dispositif de nitruration plasma (O'Brien et Goodman 1991) 33

Figure 1. 13. Profils de dureté de (a) En40B et (b) 42CrMo4 pour différentes températures de nitruration (Braam *et al.* 1997) 35

Figure 1. 14. Corrélation entre dureté et contraintes résiduelles pour un acier H13 (Loh et Siew 1999) 37

Figure 1. 15. Effet de la profondeur relative de nitruration sur les contraintes résiduelles (acier 4140) d'après (Cowling 1986; Genel *et al.* 2000) 38

Figure 1. 16. Schéma de résistance à l'usure d'une surface nitrurée (Hoffman et Mayr 1992) ... 39

Figure 1. 17. Schéma d'un engrenage cylindrique à denture droite 41

Figure 1. 18. Zone de sécurité typique d'engrenages à roue droite et hélicoïdale durcis dans la masse (180-350 HB) (Parrish 1999) 42

Figure 1. 19. Zone de sécurité typique d'engrenages à roue droite et hélicoïdale après traitement de surface (Parrish 1999) 46

Figure 2. 1. (a) Œil-de-poisson dans un acier 4240 amorcé sur (b) une inclusion (σ_{max} = 800 MPa, R_σ = -1, N_f = 5,75×10^8 cycles) (Bathias 1999) 50

Figure 2. 2. Courbe S-N (en gris) constituée par la superposition de la courbe associée à la fissuration externe et de celle associée au mécanisme interne 51

Figure 2. 3. Distributions de contraintes pour trois entailles en V axisymétriques de différents rayons de courbure ρ («*r*» sur la figure) 61

Figure 2. 4. Système de coordonnées et géométrie utilisés par Creager et Paris 62

Figure 2. 5. Système de coordonnées et géométrie utilisés par Lazzarin et Tovo 63

Figure 2. 6. Principe de l'approche par la déformation locale 71

Figure 2. 7. Limite de fatigue d'une entaille en V de 5 mm de profondeur avec un rayon de courbure variant entre 0,1 et 1,3 mm dans un acier doux (Frost *et al.* 1974) 73

Figure 2. 8. Constantes empiriques de Peterson et de Neuber en fonction de la résistance à la traction R_m (Schijve 2001) 75

Figure 2. 9. Distribution de contrainte pour une entaille en V de rayon 1,5 mm 77

Figure 2. 10. Courbes *da/dN* - ΔK obtenues sur des joints soudés (Verreman et Nie 1997) 82

Figure 2. 11. Propagation d'une fissure à partir d'une entaille d'après (Smith et Miller 1978) .. 84

Figure 2. 12. Schéma de la technique de modélisation de fissure de Taylor 88

Figure 2. 13. Schéma de la section cylindrique d'une éprouvette nitrurée 91

Figure 2. 14. Courbes ε - N_f d'un acier 1045 nitruré sollicité en fatigue axiale (Qian et Fatemi 1995) 93

Figure 2. 15. Courbes S-N en flexion alternée d'un acier SS2131 trempé revenu (Q&T) et nitruré par voie plasma (PN) (De la Cruz *et al.* 1998) 93

Figure 2. 16. Superposition des courbes S-N en flexion rotative de la couche nitrurée et du cœur (Spies 1993) 94

Figure 2. 17. Fissuration en œil-de-poisson d'après De la Cruz *et al.* (1998) 96

Figure 2. 18. Effet de la profondeur de nitruration sur la fatigue en flexion rotative d'un acier En40B (Bell et Loh 1982; Sun et Bell 1991) 99

Figure 2. 19. Distribution de contraintes en flexion pour des profondeurs de nitruration de (a) 0,12 mm et (b) 0,35 mm (Genel *et al.* 2000) 99

Figure 2. 20. Effet de la profondeur relative de nitruration ionique sur la résistance en flexion rotative d'un acier 4140 (Genel *et al.* 2000) 100

Figure 2. 21. Courbes S-N d'un acier 709M40 nitruré par voie plasma d'après Li *et al.* (2000) 101

Figure 2. 22. Effet du rapport des surfaces $A_{couche}/A_{cœur}$ (= 1-[$(D-2z_n)/D$]) pour un acier En41B sollicité en traction-compression (Cowling 1983) 102

Figure 2. 23. Effet d'une contrainte moyenne sur un acier nitruré (Cowling 1986) 104

Figure 2. 24. Validité de la limite de fatigue interne calculée pour un acier 24CrMo13 nitruré (Mittemeijer 1983) 107

Figure 2. 25. Validité du paramètre $\sqrt{aire}$ pour un acier SCM435 (Murakami *et al.* 1999) 109

Figure 2. 26. Illustration de la limite de fatigue locale sur bord lisse ou au fond d'une entaille douce (Spies 1993) 110

Figure 2. 27. Modèle du matériau composite et courbes σ - ε cycliques du cœur et de la couche (Baumel et Seeger 1989) 112

Figure 2. 28. Calcul de (a) S - ε et (b) ε -N correspondant pour un acier 1015 nitruré (Baumel et Seeger 1989) 114

Figure 2. 29. Fissuration interne d'après Wang, Bérard, Rathery *et al.*(1999) 114

Figure 2. 30. Courbes S-N d'un acier 20MnCr5V entaillé et nitruré; la résistance en flexion rotative sur bord lisse du métal de base sert de référence (Spies *et al.* 1993) 116

Figure 2. 31. Limite de fatigue en flexion rotative en fonction du gradient de contrainte χ (Spies *et al.* 1994) 118

Figure 2. 32. Courbes S-N d'un acier 709M40 entaillé et nitruré par voie plasma (Li *et al.* 2000) 121

Figure 2. 33. Distribution de la limite de fatigue en flexion rotative pour (a) un bord lisse et (b) une entaille (Mittemeijer 1983) 122

Figure 2. 34. Effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue (locale) d'éprouvettes entaillées (K_t = 2,3) et cémentées (Zürn et Razim 1989) 124

Figure 2. 35. Effet d'échelle sur la fatigue en flexion rotative d'échantillons (a) lisses ou (b) entaillés (Spies, Kloos *et al.* 1996) 126

Figure 2. 36. Effet d'un traitement de surface sur le nombre de cycles d'amorçage (Nadkarni et Flavell 1986) 131

Figure 2. 37. Évolution de la vitesse de propagation avec la longueur de fissure pour un acier 5140 entaillé et laminé superficiellement ou poli (Xu *et al.* 1994) 132

Figure 2. 38. Schéma d'une fissure soumise à une paire de forces ponctuelles P 133

Figure 2. 39. Modification du facteur d'intensité de contrainte sous l'effet d'un champ de contraintes résiduelles typique de la cémentation (Kim *et al.* 1982) 134

Figure 4. 1. Géométrie de l'éprouvette de traction cylindrique 145

Figure 4. 2. Géométrie de l'éprouvette de traction mince à section rectangulaire 145

Figure 4. 3. Géométries des éprouvettes de fatigue à fût (a) toroïdal et (b) cylindrique 146

Figure 4. 4. Comparaison de la dureté des deux lots de 4140 après trempe et revenu 151

Figure 4. 5. Métallographie en coupe transversale d'une éprouvette avec couche de diffusion profonde 152

Figure 4. 6. Effet de la dureté du métal de base sur le profil de dureté après nitruration 153

Figure 4. 7. Profils de dureté pour les trois durées de nitruration (traitement 1 et 2) 154

Figure 4. 8. Influence du temps de nitruration (a) sur la profondeur de la couche de diffusion et de la couche de combinaison et (b) sur la dureté à cœur et en surface 155

Figure 4. 9. Effet des traitements postérieurs à la nitruration sur la dureté 157

Figure 4. 10. Profil de microdureté à travers un échantillon nitruré à cœur 157

Figure 4. 11. Diffraction des RX dans (a) un matériau non contraint et (b) un matériau soumis à des contraintes résiduelles de compression 159

Figure 4. 12. Principe de mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X d'après Prevey (1986) 159

Figure 4. 13. Modèle des contraintes planes élastiques d'après Prevey (1986) 160

Figure 4. 14. Profils de contraintes résiduelles pour les trois durées de nitruration 162

Figure 4. 15. Stabilité des contraintes résiduelles des couches (a) moyenne et (b) mince 164

Figure 4. 16. Contraintes résiduelles après trempe ou oxydation 165

Figure 4. 17. Machine d'essais mécaniques Instron de modèle 8833 166

Figure 4. 18. Montage utilisé pour les éprouvettes à têtes filetées 167

Figure 4. 19. Schéma (en mm) du montage avec (a) adaptateurs et (b) mors monobloc 167

Figure 4. 20. Courbes de traction monotone de l'acier 4140 (lot n°1) 169

Figure 4. 21. Courbes de traction monotone de l'acier 4140 (lot n°2) 169

Figure 4. 22. Fissures de surface sur l'éprouvette de traction avec couche moyenne 170

Figure 4. 23. Effet des post-traitements sur la courbe de traction de l'éprouvette dotée d'une couche moyenne 170

Figure 4. 24. Courbes de traction monotone uniaxiale dans la direction y de l'acier 4140 nitruré à cœur (σ_{yy} *vs* ε_{yy} et σ_{yy} *vs* ε_{xx}) 171

Figure 4. 25. Éprouvette du métal de base rompue en traction 173

Figure 4. 26. Éprouvette nitrurée à cœur rompue en traction 174

Figure 4. 27. Faciès de rupture de l'acier nitruré à cœur 174

Figure 4. 28. Éprouvette nitrurée avec une couche profonde rompue en traction 175

Figure 4. 29. Faciès de rupture d'une couche profonde (a) proche de la surface et (b) en se rapprochant du cœur 175

Figure 4. 30. (a) Éprouvette nitrurée rompue en traction et (b) faciès de rupture du cœur sous la couche moyenne 176

Figure 4. 31. Comparaison des courbes de Wöhler pour deux géométries d'éprouvettes 179

Figure 4. 32. Courbes S-N à R_σ = -1 pour les trois profondeurs de nitruration 181

Figure 4. 33. Éprouvettes de l'acier de base rompues après (a) 12 864 cycles à 700 MPa et (b) 174 024 cycles à 550 MPa 183

Figure 4. 34. Répliques acétates du site d'amorçage principal de l'éprouvette de la figure 4.33.a à (a) 8 500 cycles et (b) 11 500 cycles 184

Figure 4. 35. (a) Éprouvette avec couche mince rompue après 191 766 cycles à 600 MPa à partir (b) d'une fissure amorcée en surface 185

Figure 4. 36. Fissuration intergranulaire prés de la surface d'une éprouvette avec couche mince rompue après 180 179 cycles à 650 MPa 185

Figure 4. 37. Fissure à la surface d'une éprouvette avec couche mince après 89 037 cycles à 650 MPa 186

Figure 4. 38. Fissure secondaire à la surface de la couche blanche sur une éprouvette de couche mince rompue après 89 037 cycles à 650 MPa (*tilt* 28°) 187

Figure 4. 39. Répartition en profondeur des sites d'amorçage interne 187

Figure 4. 40. Spectre EDS d'une inclusion non métallique dans une éprouvette de couche profonde rompue après 265 110 cycles à 600 MPa 188

Figure 4. 41. Œil-de-poisson sans inclusion dans une éprouvette de couche moyenne rompue après 77 300 cycles à 700 MPa 189

Figure 4. 42. Fractographie d'un œil-de-poisson amorcé en profondeur (couche profonde, S = 600 MPa, N_f = 265 110 cycles) 191

Figure 4. 43. Fractographie d'un œil-de-poisson amorcé près de l'interface (couche mince, S = 575 MPa, N_f = 1 553 735 cycles) 192

Figure 4. 44. Résultats S-N de cette étude avec ceux obtenus aux très longues durées de vie pour des aciers dont la composition est proche de celle du 4140 (Wang, Bérard, Dubarre *et al.* 1999; Bathias 1999)..... 194

Figure 4. 45. Compétition entre fissures de surface et fissures internes 195

Figure 4. 46. Représentation schématique des contraintes résiduelles s'exerçant sur les bords de la fissure 197

Figure 4. 47. (a) Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles mesurée à la surface du métal de base et (b) courbe da/dN-ΔK_{eff} correspondante (S = 700 MPa, 33 µm $\leq a \leq$ 274 µm) 199

Figure 4. 48. Évolution du facteur d'intensité de contraintes résiduelles avec la longueur de fissure 201

Figure 4. 49. Schéma de l'effet des contraintes résiduelles sur ΔK_{eff}..... 202

Figure 4. 50. Évolution du facteur U avec la profondeur de fissure 203

Figure 4. 51. Estimation des durées de vie de propagation à travers la surface nitrurée 204

Figure 4. 52. Taille du volume sollicité pour les deux géométries d'éprouvettes (à gauche : fût cylindrique (S = 539 MPa); à droite : fût toroïdal (S = 528 MPa)) 206

Figure 4. 53. Résultats S-N des lots d'acier 1 et 2 207

Figure 4. 54. Comparaison de la propreté inclusionnaire des deux lots d'acier 4140 (R_σ = -1 et 0) 208

Figure 4. 55. Résistance en fatigue interne relative d'après le modèle de Murakami 211

Figure 4. 56. Effet calculé de (a) la taille de défaut pour des contraintes résiduelles de traction nulles et (b) des contraintes résiduelles de traction sur la durée de vie de propagation en interne pour une taille de défaut de 10 µm 213

Figure 4. 57. Durées de propagation interne en ajustant une loi de Paris sur les résultats en fatigue..... 214

Figure 4. 58. Représentation schématique du bimatériau 218

Figure 4. 59. Effet (a) du gradient de flexion sur le volume sollicité et (b) de la profondeur de nitruration sur la limite de fatigue nominale S_D en flexion rotative 220

Figure 4. 60. Effet de la profondeur de nitruration sur la résistance en fatigue en flexion rotative à partir des résultats de Genel *et al.* (2000) 222

Figure 4. 61. Courbes S-N du métal de base et de l'acier nitruré avec une couche moyenne à $R_\sigma = 0$ 225

Figure 4. 62. (a) Éprouvette de l'acier de base rompue après 375 407 cycles à 450 MPa et (b) gros plan du site d'amorçage observé au MEB 226

Figure 4. 63. Éprouvette nitrurée rompue après (a) 18 581 cycles à 525 MPa et (b) 41 837 cycles à 513 MPa 226

Figure 4. 64. Éprouvette nitrurée rompue après 224 793 cycles à 500 MPa : (a) observation macroscopique et à plus fort grossissement de la fissure interne et (b) agrandissement de la zone qui va du bord de l'œil-de-poisson (à gauche) vers la surface (à droite) 228

Figure 4. 65. Éprouvette nitrurée rompue après 1 539 624 cycles à 450 MPa à partir d'une fissure interne amorcée en profondeur 228

Figure 4. 66. Exemples d'œils-de-poisson sans inclusion après (a) 224 793 cycles à 500 MPa et (b) 341 330 cycles à 475 MPa 229

Figure 4. 67. Évaluation des différentes formules rendant compte de l'effet d'une contrainte moyenne 231

Figure 5. 1. Vérification de Forge 2 avec les lois d'écrouissage 5.15, 5.16 et 5.17 244

Figure 5. 2. Maillage de l'éprouvette bimatériau pour une couche moyenne (dimensions en mm) 246

Figure 5. 3. Effet de la taille des éléments du maillage sur le gradient de contrainte au fond d'une entaille en V de rayon 0,2 mm 247

Figure 5. 4. (a) Exemple de maillage pour une entaille en V de rayon 0,2 mm et (b) agrandissement de la zone critique (dimensions en mm) 247

Figure 5. 5. Triaxialité des contraintes due à la différence de coefficient de Poisson entre le cœur et la couche moyenne 249

Figure 5. 6. Influence de l'épaisseur de couche sur la courbe de traction du bimatériau 250

Figure 5. 7. Courbes de traction calculées par E.F. *vs* courbes expérimentales 251

Figure 5. 8. Évolutions de la contrainte σ_{zz} dans le cœur et la couche avec la contrainte nominale appliquée au composite 251

Figure 5. 9. Schéma de l'éprouvette avec entaille en V axisymétrique de rayon ρ 253

Figure 5. 10. Caractéristiques de l'engrenage de transmission d'une machine utilisée en métallurgie des poudres 254

Figure 5. 11. Distribution normalisée des contraintes élastiques en pied de denture en fonction du nombre de dents et du module de l'engrenage (Nicoletto 1993) 255

Figure 5. 12. Géométrie de l'éprouvette avec entaille intermédiaire 256

Figure 5. 13. Géométrie de l'éprouvette avec entaille douce 257

Figure 5. 14. Géométrie de l'éprouvette avec entaille sévère 258

Figure 5. 15. Distributions normalisées des contraintes élastiques au fond des trois géométries d'entailles sélectionnées 259

Figure 5. 16. Estimation des coefficients de concentration de contraintes à partir des distributions de contrainte σ_{zz}/S 259

Figure 5. 17. Distributions de contraintes relatives en fond d'entaille : comparaison des expressions analytiques et du calcul par E.F. pour (a) l'entaille sévère, (b) l'entaille intermédiaire et (c) l'entaille douce 261

Figure 5. 18. Contraintes triaxiales au fond d'une entaille en V de rayon 0,20 mm (a) sans plasticité et (b) avec plasticité (équation 5.17) 262

Figure 5. 19. Zones plastiques au fond de l'entaille (a) intermédiaire et (b) sévère pour une durée de vie $N_f \approx 10^5$ cycles 263

Figure 6. 1. Comparaison de la dureté des différents lots d'acier 4140 après trempe et revenu 267

Figure 6. 2. Reprise d'un traitement de nitruration pour compenser un manque de pénétration de l'azote 268

Figure 6. 3. Profils de dureté des éprouvettes avec entailles intermédiaire et sévère 269

Figure 6. 4. Montage avec mors hydrauliques 271

Figure 6. 5. Courbes S-N des éprouvettes entaillées 272

Figure 6. 6. Comparaison des courbes de fatigue d'une éprouvette représentative de la flexion et d'une éprouvette de traction-compression 275

Figure 6. 7. Entailles intermédiaires du métal de base rompues après (a) 55 941 cycles à 400 MPa et (b) 3 873 366 cycles à 250 MPa 278

Figure 6. 8. Entaille intermédiaire du métal de base rompue après 116 952 cycles à 300 MPa 279

Figure 6. 9. (a) Site d'amorçage de la figure 6.7.b et (b) défaut au centre du site 279

Figure 6. 10. Entaille douce du métal de base rompue après (a) 51 693 cycles à 400 MPa et (b) 412 640 cycles à 325 MPa 280

Figure 6. 11. Observation au MEB de la surface de rupture de la figure 6.10.b 281

Figure 6. 12. Entailles sévères du métal de base rompues (a) après 256 947 cycles à 175 MPa et (b) après 478 998 cycles à 125 MPa 281

Figure 6. 13. Images MEB en modes (a) topographique et (b) composition d'un front de fissure marqué à l'encre de chine au fond d'une entaille sévère dans le métal de base 282

Figure 6. 14. Entailles intermédiaires nitrurées rompues après (a) 6 531 cycles à 600 MPa et (b) 971 998 cycles à 450 MPa 284

Figure 6. 15. Rupture amorcée au fond d'une entaille nitrurée après 971 998 cycles à 450 MPa avec (a) vue générale et agrandissement de (b) la zone sous la surface, de (c) la zone intermédiaire et du (d) cœur 284

Figure 6. 16. Entaille intermédiaire nitrurée rompue après 2,952 millions de cycles à 450 MPa avec une surcharge vers 2,944 millions de cycles 285

Figure 6. 17. Entaille douce nitrurée rompue après 3 300 cycles à 600 MPa 286

Figure 6. 18. Observation au MEB des (a) différentes zones de fissuration de la couche nitrurée avec agrandissement de (b) la première zone sous la surface et de (c) la zone de transition avec le cœur 287

Figure 6. 19. Amorçage d'une fissure secondaire à 970 µm sous la surface de l'entaille douce288

Figure 6. 20. Entaille douce nitrurée rompue après (a) 389 216 cycles à 575 MPa et (b) 807 393 cycles à 555 MPa 288

Figure 6. 21. Observation au MEB de l'œil-de-poisson et de la couche de diffusion de la surface de rupture de la figure 6.20.a 289

Figure 6. 22. Entaille sévère nitrurée rompue après 55 175 cycles à 275 MPa 290

Figure 6. 23. Agrandissement de (a) la zone marquée d'une flèche sur la figure 6.22 et faciès de rupture de (b) la surface vers (c) le cœur 291

Figure 6. 24. Évolution des pentes de la courbe de Wöhler du métal de base avec K_f 292

Figure 6. 25. Prédiction des courbes S-N à partir de la méthode de Juvinall (le fini de surface est supposé équivalent à un poli miroir) 294

Figure 6. 26. Estimation des durées de vie d'amorçage dans le métal de base 295

Figure 6. 27. Facteurs d'intensité de contrainte d'une fissure au fond d'une entaille (a) sévère, (b) intermédiaire et (c) douce 298

Figure 6. 28. Estimation des durées de vie de propagation en fond d'entaille dans le métal de base 299

Figure 6. 29. Évolution des pentes de la courbe de Wöhler de l'acier nitruré avec K_f 300

Figure 6. 30. Résistance en fatigue (a) à 1 000 000 cycles et (b) à 400 000 cycles en fonction de K_f pour les mécanismes de fissuration interne et externe 304

Figure 6. 31. Distributions de la contrainte axiale σ_{zz} pour une contrainte maximale égale à la résistance en fatigue de la surface à 10^6 cycles 307

LISTE DES ANNEXES

Annexe A : Composition des nuances d'acier rencontrées dans la littérature et équivalences.. 345

Annexe B : Résultats des essais de fatigue 347

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

$\alpha(\psi)$	Une fonction de l'angle d'ouverture ψ de l'entaille
$\alpha_d^{réseau}$	Coefficient de dilatation du réseau
α_d^{X}	Coefficient de dilatation thermique du composant X
α_D	Coefficient de dissociation
α_f	Coefficient de frottement
α_m^{Kwofie}	Sensibilité à la contrainte moyenne selon Kwofie
α_m	Sensibilité à la contrainte moyenne
$\gamma'\text{-}Fe_4N$	Nitrure de fer de composition Fe_4N
δ	Distance interréticulaire
$\Delta\varepsilon$	Amplitude de déformation totale
$\Delta\bar{\varepsilon}$	Déformation moyenne par incrément de calcul de Forge 2
$\Delta\sigma$	Amplitude de contrainte
$\Delta\sigma^{micro}$	Contribution des contraintes résiduelles microscopiques à la limite de fatigue
ΔK	Amplitude du facteur d'intensité de contrainte
ΔK_ε	Amplitude du facteur d'intensité des déformations
ΔK_{eff}	Amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte
Δt	Pas de temps
$\bar{\varepsilon}$	Déformation généralisée
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation
$\dot{\bar{\varepsilon}}$	Vitesse de déformation généralisée
ε_a	Amplitude de déformation
ε_e, ε_p et ε	Déformation élastique, plastique et totale

$\dot{\varepsilon}^e / \dot{\varepsilon}^p$	Contribution élastique/plastique du tenseur des vitesses de déformation
$\varepsilon\text{-}Fe_{2\text{-}3}N$	Nitrure de fer de composition $Fe_{2\text{-}3}N$
ε_f	Déformation vraie à la rupture
$\varepsilon_r^{micro}(z)$	Déformation microscopique résiduelle moyenne à la profondeur z
ε_m	Déformation vraie à la striction
ε_{xx}	Déformation transversale dans un système de coordonnées x, y, z
ε_{yy}	Déformation longitudinale dans un système de coordonnées x, y, z
θ	Position angulaire (du pic de diffraction des rayons X)
λ	Longueur d'onde
λ_1	Valeur propre de Williams
μ_1	Paramètre fonction de ψ
ν_X	Coefficient de Poisson du composant X
ν_σ	Grandeur du matériau fonction de la sensibilité à l'effet d'entaille et à l'effet d'échelle
ρ	Rayon de courbure en fond d'entaille
ρ_p	Facteur de pénalisation
σ_0	Contrainte d'écoulement
σ_a	Contrainte alternée (= $\Delta\sigma/2$)
$\sigma_a^{R=-1}$	Contrainte alternée pour une contrainte moyenne nulle
σ_X	Contrainte locale dans le composant X
σ_D^X	Limite de fatigue locale dans le composant X
$\sigma_D^{R=-1}$	Limite de fatigue à R_σ = -1 sans effet de contraintes résiduelles mais en tenant compte de la dureté
σ_{ef}	Contrainte effective dans un volume d'endommagement V_{ef}
σ_{eq}	Contrainte équivalente de Von Mises

σ_f	Contrainte vraie à la rupture
σ'_f	Coefficient de résistance en fatigue de la loi de Basquin
$\sigma_f^{'R=-1}$	Coefficient de résistance en fatigue pour une contrainte moyenne nulle
σ_H	Composante hydrostatique de la contrainte
σ_m	Résistance vraie à la traction
$\sigma_{max}/\sigma_{min}$	Contrainte maximale / minimale
σ_{moy}	Contrainte moyenne
σ_{nette}	Contrainte nette ou somme de la contrainte appliquée et des contraintes résiduelles
σ_r	Contraintes résiduelles
σ_{rr}	Contrainte radiale dans un système de coordonnées r, θ, z
σ_x	Contrainte radiale dans un système de coordonnées x, y, z
σ_y	Contrainte axiale dans un système de coordonnées x, y, z
σ_{zz}	Contrainte axiale ou longitudinale dans un système de coordonnées r, θ, z
$\sigma_{\theta\theta}$	Contrainte tangentielle dans un système de coordonnées r, θ, z
τ	Cission de frottement
τ_{xy}	Contrainte de cisaillement dans un système de coordonnées x, y, z
φ	Fonction de poids
ϕ	Fonctionnelle
ϕ_p	Terme de pénalisation de la fonctionnelle ϕ
ϕ_t	Déformation de cisaillement totale
Φ	Direction dans laquelle est mesurée la contrainte σ_Φ
Φ_0	Facteur de forme d'une fissure elliptique
χ	Gradient de contraintes relatif en fond d'entaille
ψ	Angle d'ouverture de l'entaille

Ψ	Angle entre la normale à la surface de l'échantillon et la bissectrice des faisceaux incident et diffracté
Ω	Domaine occupé par la pièce
$d\Omega^{\sigma}$	Frontière du domaine Ω sur laquelle un vecteur contrainte est imposé
$d\Omega^{f}$	Surface de frottement du domaine Ω
a	Longueur de fissure
a_o	Longueur de fissure initiale
a_1	Paramètre de la loi d'écrouissage linéaire de Forge 2
a_2	Paramètre de la loi d'écrouissage linéaire puissance de Forge 2
a_c	Transition entre une fissure courte devant l'entaille et une fissure longue d'après Dowling
$a_e / a_m / a_r$	Déformation apparente ou allongement relatif à la limite d'élasticité / allongement rémanent à la striction / à la rupture
a_{eq}	Longueur de fissure équivalente (= $a+t_c$)
a_f	Longueur de fissure finale
$\sqrt{aire}$	Racine carrée de la surface du défaut mesurée dans le plan de rupture
a_{LK}	Longueur de fissure associée au seuil de propagation d'après Lukas et Klesnil
a_N^X	Activité de l'azote dans la phase X
A_X	Surface du composant X
b	Coefficient de la loi de Basquin
$base$	Épaisseur de la dent d'engrenage
B	Longueur caractéristique de l'entaille
$c_{i=1,2..}$	Constante
c_X,	Constante caractéristique du matériau pour la loi X
C	Coefficient de la loi de Paris

$\overline{C}_N$	Concentration moyenne en azote
$C_{N\text{-}eq}$	Concentration de l'azote en surface en équilibre avec le gaz
$C^{\alpha}_{N\text{-}S/\alpha}$	Concentration en azote dans la phase α à l'interface surface/phase α
$C_N(z)$	Concentration en azote à la profondeur z
D	Diamètre de l'éprouvette
D_i	Diamètre de l'inclusion
$D_N{}^{\phi}$	Coefficient de diffusion de l'azote dans la phase ϕ
e	Déformation nominale ou apparente
E_X	Module d'Young du composant X
f_{N2}	Fugacité du gaz N_2
F	Force
h	Hauteur
h_a / h_d	Hauteur d'addendum / de dedendum
HV	Microdureté Vickers
J	Intégrale J
$J_N{}^{\phi}$	Flux d'azote dans la phase ϕ
k'	Facteur de sécurité
$k^{(X.X)}$	Constante de la réaction chimique (X.X)
K	Consistance
K_0	Terme constant de l'expression de la consistance
K_ε / K_σ	Coefficient de concentration des déformations / des contraintes
K_σ'	*Design effect factor*
$K(a)$	Facteur d'intensité de contrainte pour une fissure de longueur a
K_c *ou* K_{Ic}	Ténacité

K_e	Facteur d'intensité de contrainte de l'entaille
K_f	Coefficient effectif de concentration de contraintes
K_{fN}	Coefficient effectif de concentration de contraintes à une durée de vie N
K_I	Facteur d'intensité de contrainte d'une fissure en mode I
K_{max} / K_{min}	Facteur d'intensité de contrainte maximal / minimal
K_N	Potentiel azote
K_{net}	Facteur d'intensité de contrainte nette
K_{ouv}	Facteur d'intensité de contrainte associé à la contrainte nécessaire à l'ouverture de la fissure
K_{res}	Facteur d'intensité de contraintes résiduelles
K_s	Seuil de propagation
K_t	Coefficient théorique de concentration de contraintes
K_t'	Coefficient théorique de concentration de contraintes calculé sur la section hors-tout
K_t^c	Coefficient théorique de concentration de contraintes critique pour lequel $S_{am} = S_s$
K_t^{eq}	Coefficient théorique de concentration de contrainte équivalente
l	Longueur efficace statistique
L	Largeur ou épaisseur d'une éprouvette plane
m	Coefficient de la loi de Paris
m_E	Module d'un engrenage
$m_{J\text{-}S}$	Facteur de correction de Juvinall ou Shigley
n	Coefficient de consolidation ou de sensibilité à l'écrouissage
$\vec{n}$	Normale à la surface
n_2	Exposant de la loi d'écrouissage linéaire puissance de Forge 2
n_e	Coefficient d'adaptation (=K_t / K_f)
N	Nombre de cycles

N_{am}	Nombre de cycles d'amorçage
N_e	Nombre de cycles à l'endurance
N_f	Nombre de cycles jusqu'à la rupture
N_n	Facteur de forme du nœud n de coordonnée X_n
N_p	Nombre de cycles de propagation
N_t	Nombre de cycles à la transition entre fatigue oligocyclique et fatigue à grand nombre de cycles
p	Indice de sensibilité à la vitesse de glissement
p_X	Pression partielle du gaz X
P	Pression s'exerçant sur les bords de la fissure
$P_{fermeture}$	Pression requise pour fermer la fissure
q	Indice de sensibilité à l'effet d'entaille
q_{ψ}	Constante fonction de l'angle ψ de l'entaille (Tovo)
r_p	Zone plastique en fond de fissure
R	Rayon de l'éprouvette
r_{coeur}	Rayon du cœur non nitruré de l'éprouvette
R_e/R_e'	Limite d'élasticité monotone / cyclique
R_e^X	Limite d'élasticité du composant X
$R_{e0,2\,\%}$	Limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % de déformation
R_σ	Rapport de contrainte ou de charge
R_m^X	Résistance à la traction du composant X
R_Z	Rugosité
s	Déviateur du tenseur des contraintes
S	Contrainte nominale
S'	Contrainte nominale calculée sur la section « hors-tout » en l'absence d'entaille

S_a	Contrainte alternée nominale
S_{am}	Contrainte nominale critique d'amorçage
S_D	Limite de fatigue nominale
$S_D^{entaille} / S_D^{lisse}$	Limite de fatigue nominale en fond d'entaille / sur bord lisse
$S_D^{Murakami}$	Limite de fatigue nominale interne calculée d'après Murakami
S_{max}	Contrainte nominale maximale
S_{ouv}	Contrainte associée à l'ouverture de la fissure
S_s	Contrainte nominale critique de propagation
SWT	Paramètre de Smith, Watson et Topper
t	Temps
t_e	Profondeur d'entaille
T	Température
U	Fraction efficace de l'amplitude d'intensité de contraintes
$\vec{v}$	Vecteur vitesses
$\vec{v}_n$	Vecteur vitesses au nœud n
V_{ef}	Volume (d'endommagement) effectif en fond d'entaille
V_N	Volume molaire de l'azote dans la phase α
W / W_{ef}	Densité d'énergie de déformation / de déformation effective
x	Profondeur sous le fond d'entaille
x_X^0	Fraction molaire du gaz X
X_{ef}	Distance effective définissant le volume d'endommagement critique
X_n	Coordonnée X du nœud n
Y	Facteur géométrique ou facteur de forme
z_{am}	Profondeur d'amorçage
z_n	Profondeur de nitruration

z_n^c	Profondeur critique de nitruration ou de traitement
z^{opt}	Profondeur optimale de traitement de surface
Z	Nombre de dents d'un engrenage

EDS	*Energy Dispersive Spectrometry* – Spectrométrie des rayons X en dispersion d'énergie
EF	Éléments finis
MEB	Microscope électronique à balayage
MLER	Mécanique linéaire élastique de la rupture
SENT	*Single Edge Notch Tensile specimen* – Éprouvette plate à entaille latérale singulière

INTRODUCTION

Ce travail a été réalisé dans le cadre d'un partenariat entre l'École Polytechnique et la société Nitrex Métal inc. de Saint Laurent qui a fourni le matériau, réalisé les traitements de nitruration et financé une partie du projet.

La nitruration gazeuse est un traitement thermochimique utilisé pour protéger les pièces mécaniques de l'usure, de la fatigue et de la corrosion. Le traitement est souvent étudié pour la résistance à l'usure mais cette thèse est destinée à voir les gains en fatigue. Parmi les composants nitrurés, on dénombre les matrices de filage d'aluminium, les engrenages et les tiges de valve. La nitruration présente l'avantage par rapport à d'autres traitements de surface de ne pas introduire de distorsion sur les composants traités; les pièces peuvent donc être usinées à leurs dimensions finales avant d'être nitrurées. En général, le traitement est réalisé entre 500 et 580°C dans un four contenant un mélange gazeux à base d'ammoniac. L'azote diffuse de l'atmosphère du four vers la surface du matériau. Quand la concentration en azote dépasse la solubilité maximum de la matrice Fe-α, l'azote se combine avec le fer et les éléments d'addition tels que Cr, Al ou Mo pour former des précipités de nitrures (Liliental *et al.* 2000). La nitruration, tout comme la majorité des traitements de surface tels que la cémentation, le grenaillage ou la trempe superficielle, accroît la dureté à la surface du matériau traité. Elle génère également, par l'augmentation de volume provoquée par l'introduction de l'azote dans la matrice de Fe-α et par la précipitation de nitrures de plus grand volume, un champ de contraintes résiduelles. Le cœur, qui n'est pas affecté par la diffusion de l'azote, restreint la dilatation de la couche nitrurée. Des contraintes résiduelles de compression sont alors engendrées dans la couche alors que, pour conserver l'équilibre, des contraintes résiduelles de traction sont générées dans le cœur.

D'une manière générale, le durcissement de la surface et l'introduction de contraintes résiduelles de compression augmentent la limite d'endurance des aciers. La nitruration est surtout bénéfique dans le régime de fatigue à grand nombre de cycles où elle peut

provoquer une transition d'un mécanisme de rupture en surface vers un mécanisme de rupture interne. Dans le régime de fatigue oligocyclique, la nitruration peut, au contraire, être néfaste. Des fissures peuvent s'amorcer rapidement sur la surface fragile et leur propagation ne peut être arrêtée par le cœur ductile (Qian et Fatemi 1995).

La plupart des articles traitant de la fatigue des aciers durcis en surface ne s'appuient que sur des résultats en flexion plane ou rotative ($R_\sigma = -1$ seulement) et insistent sur l'augmentation de la limite de fatigue avec la profondeur de diffusion (Genel *et al.* 2000). Par conséquent, nombreuses sont les études qui se concentrent sur la compréhension et la modélisation de l'effet de la nitruration sur la limite d'endurance en flexion (Spies et Trubitz 1996) négligeant, par le fait même, son influence sur la courbe de fatigue complète.

Dans les aciers à surface améliorée, les fissures peuvent s'amorcer et se propager à partir de la surface. Cependant, si la surface durcie empêche l'amorçage et que les contraintes résiduelles de compression ralentissent la propagation des fissures déjà formées, le site d'amorçage de la fissure principale peut être déplacé de la surface vers le cœur de la pièce. Les inclusions non métalliques sont des sites d'amorçage interne privilégiés. À la différence des fissures externes, les fissures internes sont insensibles aux défauts de surface et aux facteurs environnementaux comme l'oxydation. En interne, l'amorçage et la propagation des fissures dépendent seulement des propriétés du cœur telles que la dureté et la taille des discontinuités (Umezawa et Nagai 1997) .

Lorsque des éprouvettes lisses sont sollicitées en fatigue-flexion, les fissures internes s'amorcent sous la couche de diffusion à l'interface entre la surface traitée et le cœur. Une augmentation continue de la résistance en fatigue avec la profondeur de nitruration est alors mesurée (Genel *et al.* 2000). Ceci s'explique grâce aux effets combinés du gradient de contrainte et du volume de matériau sollicité sous forte contrainte. Quand la profondeur de nitruration augmente, une contrainte nominale de flexion élevée doit être appliquée en surface pour créer en sous-couche une contrainte locale suffisante à

l'amorçage d'une fissure de fatigue. De plus, le volume sollicité sous forte contrainte est beaucoup plus petit qu'en traction axiale (Stephens *et al.* 2001). En flexion, ce volume est confiné sous la couche de diffusion. Plus la nitruration est profonde, plus le site d'amorçage interne est proche de l'interface entre la couche et le cœur. En d'autres termes, plus le gradient de contraintes est élevé, plus le volume de matériau sollicité sous forte contrainte est réduit. Comme la probabilité d'avoir un gros défaut dans le volume sollicité diminue avec les dimensions de ce volume, la résistance à la fatigue augmente (Murakami *et al.* 1991).

Pour une profondeur de nitruration donnée, si la pièce en service possède une section plus large que l'éprouvette de laboratoire, elle sera soumise à un gradient de contrainte en flexion plus faible que cette dernière. Sa limite de fatigue sera alors surestimée par celle mesurée sur l'éprouvette de flexion rotative. Pour s'affranchir de cet effet d'échelle et obtenir une estimation prudente de la performance en fatigue des pièces nitrurées, les essais doivent être réalisés en fatigue axiale. Pour des éprouvettes de petites dimensions, la limite d'endurance en traction-compression ne représente qu'une fraction de l'ordre de 75 à 90 % de la limite d'endurance en flexion et ce, même si les éprouvettes n'ont subi aucun durcissement superficiel (Stephens *et al.* 2001). En effet, en fatigue axiale, tout le fût cylindrique de l'éprouvette est soumis à une contrainte homogène et la présence dans le volume sollicité des défauts les plus gros du matériau est plus probable (Murakami *et al.* 1999).

L'objectif principal de cette étude est de comprendre l'influence de la nitruration gazeuse sur le comportement et l'amélioration de la résistance en fatigue d'un acier 4140 et ce, pour différentes variables de procédé réalisées par Nitrex et pour plusieurs configurations géométrie/sollicitation. Les objectifs spécifiques sont :

- Étudier l'influence des paramètres de nitruration, et notamment la profondeur de nitruration, sur la microstructure de la couche nitrurée et mesurer l'influence de celle-ci sur le comportement en fatigue d'un acier 4140.

- Étudier l'influence de la configuration géométrie/sollicitation sur un acier 4140 nitruré en explorant notamment l'influence d'une entaille sur le comportement en fatigue pour plusieurs sévérités d'entailles.

Les hypothèses que nous nous proposons de démontrer ou d'infirmer sont les suivantes :

- La fatigue des aciers à surface améliorée peut être étudiée comme la compétition entre une fissure externe et une fissure interne se propageant «sous vide». Les facteurs influençant cette compétition sont les caractéristiques (profondeur de traitement, contraintes résiduelles et dureté) de la surface traitée et la configuration géométrie/sollicitation de la pièce nitrurée.

- La fatigue des aciers à surface améliorée dépend du champ de contraintes résiduelles et du gradient de microstructure obtenus; l'amélioration de la durée de vie de la surface est due, en partie, à l'effet des contraintes résiduelles de compression sur la propagation des fissures courtes.

- La performance en fatigue des aciers à surface améliorée (rompant par le mécanisme externe) est optimale pour une certaine gamme de gradients de contraintes.

Cette thèse contribue à la mise en évidence des conditions (paramètres de traitement et configuration géométrie/sollicitation) qui permettent de bénéficier au mieux de l'effet de la nitruration sur le comportement en fatigue. L'étude s'appuie sur des essais en fatigue axiale réalisés soit sur bord lisse afin d'avoir une estimation sécuritaire de la résistance en fatigue, soit sur des éprouvettes entaillées avec un gradient de contrainte relatif représentatif de celui d'une pièce en service.

Dans un premier chapitre, nous évoquerons le contexte industriel, à savoir le traitement de nitruration lui-même. Nous verrons son principe et les mécanismes de diffusion et de précipitation qui interviennent pour générer à la surface de la pièce nitrurée un gradient de microstructure. Nous décrirons brièvement les différentes techniques de traitement en nous intéressant particulièrement à la nitruration gazeuse et en montrant comment le

contrôle des paramètres du procédé permet d'obtenir les profils de dureté et de contraintes résiduelles requis, selon que la pièce en service sera susceptible de subir une dégradation par usure, corrosion ou fatigue. Pour comprendre comment un traitement de surface permet de réduire ces phénomènes de dégradation, nous étudierons le cas particulier des engrenages.

Dans un deuxième chapitre, nous analyserons la bibliographie de la fatigue des aciers à surface améliorée. C'est-à-dire que, plutôt que de se restreindre à l'étude de la littérature traitant des aciers nitrurés, nous élargirons notre investigation à tous les traitements de surface qui, comme la nitruration, ont pour effet d'introduire un durcissement et un champ de contraintes résiduelles de compression. Un rappel sera effectué du comportement en fatigue de l'acier de base, non nitruré, tant sur bord lisse, où nous nous intéresserons au mécanisme de fissuration interne fréquemment rencontré dans les aciers nitrurés, qu'en présence d'une entaille. Puis, nous aborderons le problème de la fatigue des aciers à surface traitée d'abord sur bord lisse puis en fond d'entaille. Nous évoquerons le comportement en fatigue, et plus particulièrement l'amélioration de la résistance en fatigue, obtenus après un traitement de surface. Nous détaillerons les facteurs qui, d'après la littérature, influent sur ce comportement et verrons les méthodes d'analyse quantitative développées pour prendre en compte l'effet de ces facteurs sur la résistance en fatigue.

À partir des connaissances acquises dans la revue de la littérature, nous définirons les objectifs détaillés de ce travail dans un troisième chapitre.

La méthodologie, les résultats et l'interprétation, qui permettront d'atteindre les objectifs proposés, seront regroupés selon trois thèmes. Tout d'abord, dans un quatrième chapitre, nous étudierons le comportement en fatigue axiale sur bord lisse. Dans un premier temps, nous introduirons le matériau en décrivant les étapes qui permettent de transformer les barres d'acier 4140 laminées à chaud en éprouvettes de traction et de fatigue. Dans un second temps, nous mesurerons les profils de dureté et de contraintes

résiduelles introduits par la nitruration en nous intéressant à leur évolution avec le temps de nitruration; trois durées de traitement ont été sélectionnées pour explorer l'influence de la profondeur de nitruration sur le comportement en fatigue. Puis, nous décrirons les essais mécaniques, monotones et cycliques, auxquels a été soumis le matériau. Pour évaluer l'influence des paramètres du traitement de nitruration et du matériau de base sur le comportement en fatigue, nous nous appuierons sur les courbes de Wöhler réalisées en traction-compression ($R_\sigma = -1$) et sur la morphologie des cassures résultantes. Nous mettrons ainsi en évidence une compétition entre une fissure interne se propageant dans le cœur non nitruré de l'éprouvette et une fissure de surface s'amorçant sur une surface nitrurée dure et se propageant dans un champ de contraintes résiduelles de compression. Pour chacun des deux mécanismes de fissuration, nous essaierons d'identifier les facteurs influents et nous testerons leur pertinence par l'application de méthodes d'analyse quantitative faisant intervenir ces derniers. Puis, nous étudierons l'influence d'une contrainte moyenne de tension sur les mécanismes de fissuration précédemment évoqués par des essais en traction répétée à $R_\sigma = 0$.

Dans un cinquième chapitre, une analyse des contraintes et déformations par éléments finis sera réalisée à l'aide du logiciel Forge 2. Elle permettra d'améliorer la compréhension de l'influence de la profondeur de nitruration, étudiée au chapitre précédent, et de préparer l'étude de l'influence d'une entaille sur le comportement en fatigue de l'acier nitruré. En effet, trois géométries d'entaille seront sélectionnées afin que les distributions de contraintes en fond d'entaille soient représentatives d'un pied de denture d'engrenage, d'une éprouvette de flexion rotative et d'une entaille sévère.

Dans un sixième chapitre, des essais de fatigue en traction-compression réalisées sur ces trois géométries d'éprouvettes, nitrurées à une profondeur jugée « suffisante » d'après les conclusions du quatrième chapitre, permettront d'explorer l'effet d'entaille d'abord dans le métal de base puis dans l'acier nitruré. Nous discuterons en particulier de l'effet d'une entaille sur la compétition entre fissure interne et fissure externe et nous verrons tout le bénéfice que l'on peut attendre de la nitruration pour une pièce présentant une

concentration de contraintes. Enfin, l'entaille représentative d'une éprouvette de flexion rotative nous permettra de discuter de la représentativité de ce type d'essais.

Pour finir, nous verrons les principales conclusions à tirer de cette étude et les recommandations qui peuvent être faites pour des travaux futurs.

I LA NITRURATION, TRAITEMENT DE SURFACE THERMOCHIMIQUE

D'une manière générale, un traitement de surface a pour but de conférer à la surface et à la région sous-jacente les propriétés qui lui permettront de remplir des fonctions distinctes de celles assurées par le cœur. L'objectif est souvent de durcir la surface afin d'en augmenter la résistance à l'usure et la tenue en fatigue. Une amélioration de la résistance à la corrosion est également obtenue dans certaines conditions.

Selon le type d'interaction entre le traitement et le métal de base, on distingue trois familles de traitement de surface : l'ajout d'un revêtement sur un substrat sans interaction réelle entre les deux, la modification de la structure du matériau sans en changer la chimie, par exemple par trempe superficielle ou par grenaillage, et enfin, la modification de la structure en changeant la chimie, par exemple par un traitement thermochimique.

Du point de vue de la fatigue, les traitements de modification de la structure sont les plus intéressants. Avant de nous intéresser à la fatigue des matériaux traités, ce premier chapitre va nous familiariser avec un traitement de surface en particulier : la nitruration, qui appartient à la famille des traitements thermochimiques ferritiques (Ghiglione *et al.*1994b; 1994a). Un traitement thermochimique est un traitement thermique réalisé dans des conditions et un milieu propres à obtenir une modification de la composition chimique du matériau par réaction et diffusion des éléments actifs du milieu (Batchelor Lam et Chandrasekaran 1999; Budinski 1988). Ces éléments actifs peuvent être solides (céments), liquides (bains de sels) ou gazeux.

1.1 DÉFINITION DE LA NITRURATION

La nitruration consiste à enrichir en azote la surface d'un acier. L'apport d'azote s'effectue par diffusion du milieu actif à base d'ammoniac ou de cyanates vers le cœur du matériau. L'enrichissement en azote s'accompagne d'une transformation de la

microstructure en surface sans que le cœur en soit affecté. Ainsi, un matériau de cœur ductile confère à la pièce ses propriétés mécaniques globales tandis que la surface nitrurée améliore la résistance à l'usure, à la fatigue et à la corrosion.

La nitruration gazeuse est réalisée dans le domaine ferritique entre 500°C et 580°C dans un mélange gazeux à base d'ammoniac. L'azote atomique issu du craquage catalytique de l'ammoniac est adsorbé à la surface du métal et diffuse dans le matériau pour former un gradient de concentration en azote. Quand la solubilité maximum dans la matrice Fe-α est dépassée, l'azote se combine avec le fer et/ou les éléments d'alliage pour former des précipités (Blau 1992). Ces nitrures ainsi que l'introduction d'azote en solution solide accroissent la dureté superficielle du matériau. Par ailleurs, l'expansion volumique due à l'introduction de l'azote dans la matrice et à la précipitation de nitrures de plus grand volume est contrariée, ce qui génère un champ de contraintes résiduelles : le cœur non nitruré restreint la dilatation de la surface, ce qui donne naissance à des contraintes résiduelles de compression dans la couche de diffusion et des contraintes résiduelles de traction dans le cœur. La morphologie typique d'une surface nitrurée est schématisée sur la figure 1.1. Une fine couche de nitrures, appelée couche de combinaison ou couche blanche, constitue, en général, la partie superficielle d'une pièce nitrurée. La région sous-jacente forme la couche de diffusion qui est composée de précipités de nitrures dispersés dans une matrice sursaturée en azote.

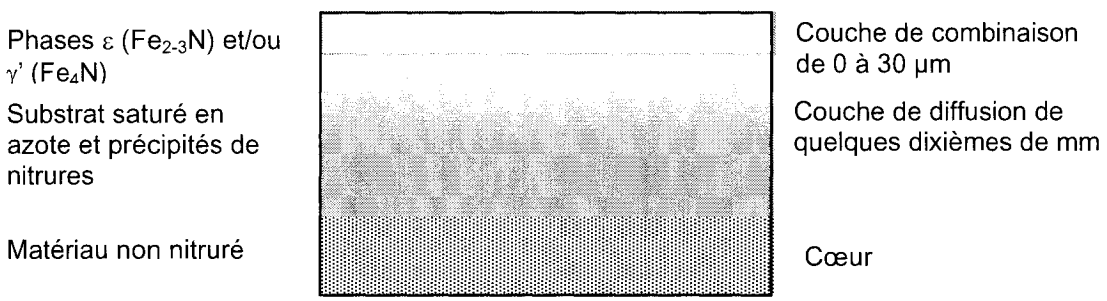
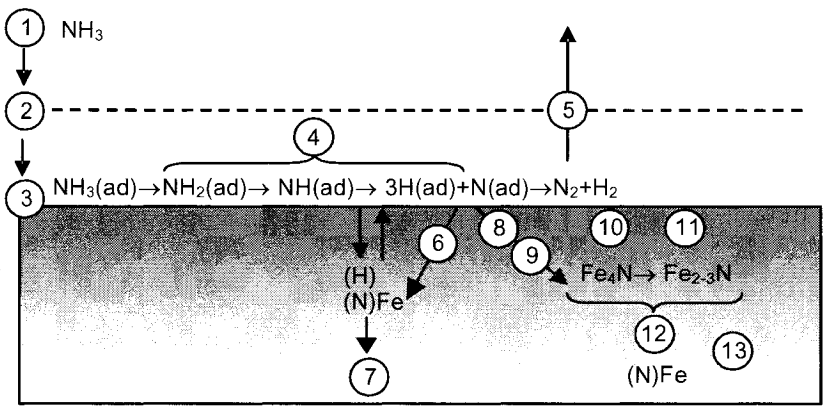


Figure 1. 1. Schéma d'une surface nitrurée typique

Les différentes étapes conduisant à la nitruration d'une pièce sont schématisées sur la figure 1.2 pour un substrat de fer pur. L'ammoniac est transporté du mélange gazeux vers la surface du métal. Les molécules d'ammoniac s'adsorbent en surface à travers une

couche limite de diffusion. Un craquage catalytique de l'ammoniac à la surface du matériau libère de l'azote atomique. Celui-ci diffuse dans le substrat où il subit une réaction chimique qui dépend de la pression partielle d'azote. Puis, l'azote restant diffuse à travers la surface pour former une solution solide interstitielle et des nitrures de fer ou il se recombine avec un autre atome d'azote pour former de l'azote moléculaire N_2. L'hydrogène atomique issu du craquage catalytique se recombine en H_2 ou réagit avec l'oxygène. Les produits gazeux se désorbent et sont rejetés en phase gazeuse. L'étape la plus lente, généralement la diffusion de l'azote, contrôle la vitesse du procédé global.



1. Transport des molécules d'ammoniac non dissocié dans la zone transitoire près de la surface.
2. Diffusion moléculaire de NH_3 à travers cette zone.
3. Adsorption des molécules à la surface de l'acier.
4. Craquage catalytique de NH_3.
5. Transport de N_2 moléculaire et de l'H_2 moléculaire hors de la zone.
6. Transport de N atomique adsorbé à l'intérieur de l'acier.
7. Diffusion de N de la surface vers le cœur selon le gradient de concentration.
8. Germination de nitrures γ' et/ou ε en surface quand la limite de solubilité de N dans α est dépassée.
9. Croissance de ces nitrures.
10. Formation et croissance de la phase compacte γ'.
11. Formation et croissance de la phase compacte ε.
12. Croissance de la couche blanche.
13. Diffusion de N de l'interface nitrures / α vers le substrat et formation d'une couche de diffusion.

Figure 1. 2. Réactions entre milieu actif et matériau d'après (Czelusniak *et al.* 1994)

La nitruration s'applique surtout aux aciers et aux fontes même si l'application aux alliages de titane et d'aluminium est possible (Ghiglione *et al.* 1994a). Les aciers alliés doivent avoir une bonne trempabilité de façon à utiliser des milieux de trempe de faible sévérité et minimiser les distorsions lors du traitement thermique du métal de base (Barralis *et al.* 1986).

1.2 THERMODYNAMIQUE DE LA NITRURATION GAZEUSE

1.2.1 DESCRIPTION DU DIAGRAMME FE-N

Le diagramme Fe-N (figure 1.3) décrit l'équilibre entre le fer et l'azote issu du craquage catalytique du mélange gazeux NH_3-H_2.

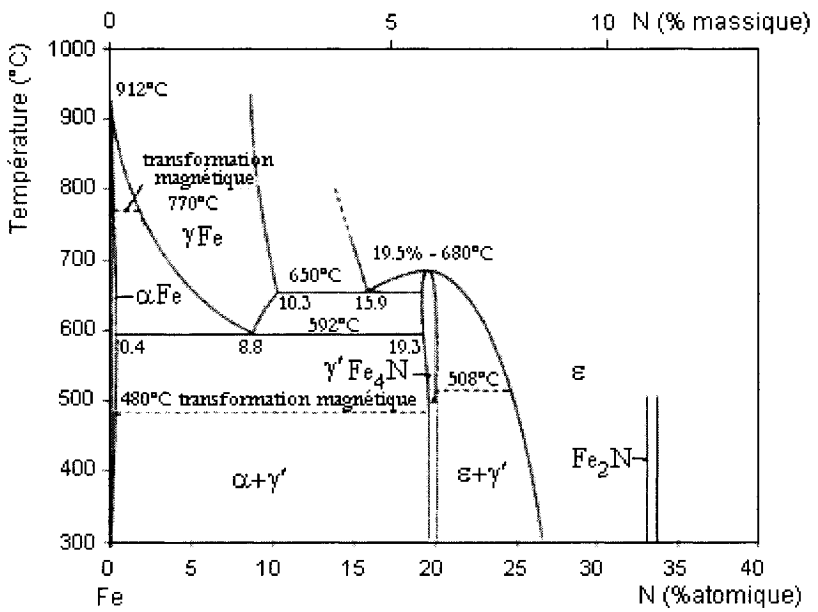


Figure 1. 3. Diagramme d'équilibre Fe-N (Ghiglione *et al.* 1994b)

Au dessous de 592°C, la température de transformation eutectoïde, le diagramme d'équilibre binaire Fe-N comporte trois domaines monophasés : une solution solide α d'azote dans le fer et des nitrures de fer γ' (Fe_4N) et ε ($Fe_{2-3}N$). La solution solide α n'accommode qu'une faible quantité d'azote (0,4 % atomique). L'azote, en solution solide interstitielle, occupe les sites octaédriques du réseau cristallin du fer (Michel et

Gantois 1993). Cette solution solide forme la couche de diffusion. Le nitrure γ', de structure cubique de type perovskite, est stable entre 19 et 20,2 % atomique. Sa dureté est d'environ 800 HV, soit 4 à 5 fois celle du fer pur et elle atteint 1 000 HV en présence d'éléments d'alliage. Si le refroidissement à partir de la température de nitruration est assez lent, des nitrures γ' peuvent se former dans la zone de diffusion par diminution de la solubilité de l'azote dans la phase α. Le nitrure ε, de structure hexagonale compacte, apparaît dès 24 % atomique. Son domaine d'existence est limité par l'apparition du nitrure Fe_2N vers 33 % atomique.

Pendant la nitruration, les atomes transférés au solide diffusent vers le cœur proportionnellement au gradient de concentration en azote. Par exemple, pour une température de nitruration de 570°C et en faisant l'hypothèse d'une concentration superficielle en azote constante et supérieure à 7,35 % en masse, le diagramme d'équilibre de la figure 1.3 permet de tracer l'allure du profil de concentration en azote (figure 1.4). Le diagramme d'équilibre indique la concentration de l'azote à l'équilibre thermodynamique, équilibre qui n'est approché que localement à la surface du métal et aux interfaces entre les phases (Mittemeijer et Somers 1997). L'équilibre aux interfaces signifie que des deux côtés de l'interface les compositions sont égales à celles définies par le diagramme. Dans un système binaire comme le système Fe-N, la diffusion n'est possible que dans les domaines monophasés (Michel et Gantois 1993). D'après la règle des phases de Gibbs, pour un domaine biphasé dans un système binaire, le nombre de variables indépendantes est égal à 1 de sorte que les concentrations en azote des deux phases considérées sont imposées dès lors que la température est choisie. Cela se traduit, sur la figure 1.4, par des discontinuités de concentration aux interfaces ou limites de phase. On obtient d'abord une solution solide α puis quand la solution solide est saturée, apparaît la phase γ' et enfin, si la saturation se poursuit, la phase ε. De la surface vers le cœur, on a donc successivement les couches ε, γ' et α. Au refroidissement, les phases α et ε peuvent se décomposer et former du γ'. En surface, la concentration en azote peut être établie à l'aide des isothermes d'absorption du diagramme de Lehrer défini au

paragraphe suivant. La teneur en azote de la couche blanche dépend de la température, du temps de traitement et de l'activité de l'azote dans le gaz (Liliental *et al.* 2000).

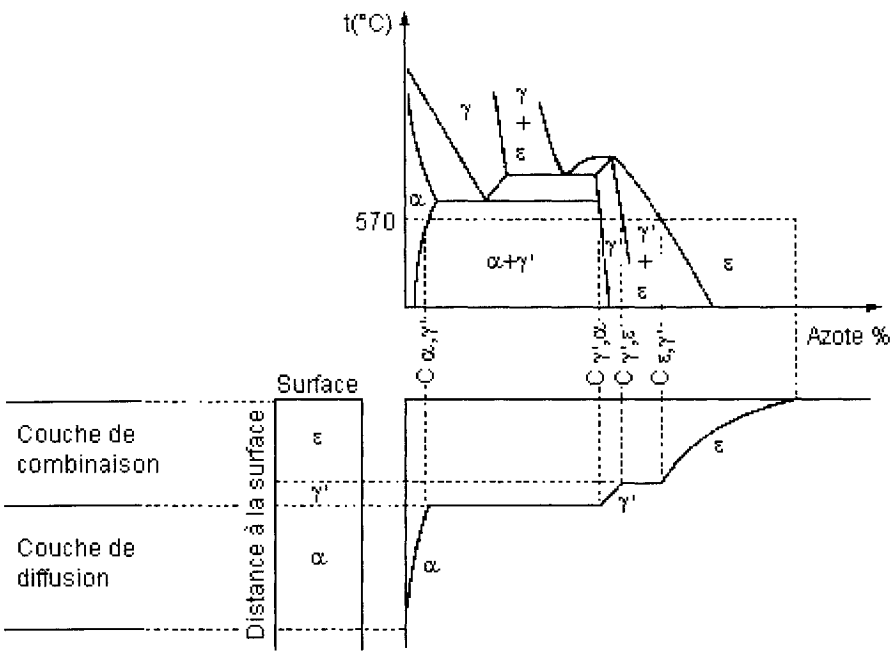


Figure 1. 4. Profil de concentration en azote (Ghiglione *et al.* 1994b)

1.2.2 DÉFINITION DU POTENTIEL AZOTE ET DU DIAGRAMME DE LEHRER

La réaction 1.3 de craquage catalytique permet la libération d'azote atomique à partir d'un mélange d'ammoniac et d'hydrogène. Elle peut s'écrire comme la somme des réactions « hypothétiques » 1.1 et 1.2 (Mittemeijer et Somers 1997) :

$1/2\ N_2 \leftrightarrow [N]$ Équation 1. 1

$NH_3 \leftrightarrow 1/2\ N_2 + 3/2\ H_2$ Équation 1. 2

$NH_3 \leftrightarrow [N] + 3/2\ H_2$ Équation 1. 3

[N] représente l'azote en solution à la surface du métal. À partir de la réaction 1.2, la fugacité f_{N2} du gaz N_2 « hypothétique » en équilibre avec le métal s'écrit :

$$f_{N_2}^{1/2} = k^{(1.2)}\, p_{NH_3} / p_{H_2}^{3/2}$$ Équation 1. 4

Pour la cémentation, il est possible de remonter à l'activité du carbone dans l'atmosphère connaissant les constantes d'équilibre des réactions se produisant dans le four et les pressions partielles des différents gaz. Cette activité permet de définir le potentiel carbone de l'atmosphère. Dans le cas de la nitruration, la constante d'équilibre ne peut être rigoureusement définie puisque la décomposition de l'ammoniac en gaz N_2 et H_2 est quasi totale à la pression atmosphérique et pour une température de plus de 327°C (Ghiglione *et al.* 1994a); l'ammoniac ainsi dissocié est perdu pour la nitruration car l'azote N_2 est beaucoup moins réactif que l'ammoniac et il ne se recombine pas avec l'hydrogène pour reformer de l'ammoniac. L'activité de l'azote dans le gaz est donc définie par le coefficient de dissociation de NH_3 selon une réaction semblable à (1.2) mais irréversible. Le coefficient de dissociation α_D représente le pourcentage d'ammoniac dissocié et recombiné en molécules N_2 et H_2; il se mesure comme le volume de gaz (N_2 + H_2) provenant de la dissociation que divise le volume de gaz total (N_2 + H_2 + NH_3). La réaction de dissociation qui produit de l'azote atomique selon la réaction 1.3 est négligeable devant la réaction de dissociation 1.2. En fait, l'azote atomique a une « durée de vie » très brève et soit il diffuse dans le métal soit il se recombine pour former de l'azote moléculaire N_2. Le coefficient de dissociation dépend du débit de gaz, de la température et de la surface totale de la charge qui catalyse la réaction de dissociation (Liliental *et al.* 2000). La cinétique de dissociation étant très lente, un taux de renouvellement ou un débit élevé du gaz à l'intérieur de l'enceinte de nitruration permet d'éviter une dissociation complète; la réaction 1.3 est possible car de l'ammoniac « frais », non dissocié, est continuellement apporté à la surface du métal.

Dans l'hypothèse d'un équilibre thermodynamique à la surface du métal, les potentiels chimiques de l'azote dans la phase gazeuse et dans le solide doivent être égaux, ce qui se traduit par une égalité des activités. L'activité de l'azote à l'interface gaz/solide s'écrit alors (Mittemeijer et Somers 1997) :

$$a_N = \frac{f_{N_2}^{1/2}}{\left(p_{N_2}^0\right)^{1/2}} = \frac{k^{(1.2)}\, p_{NH_3} / p_{H_2}^{3/2}}{\left(p_{N_2}^0\right)^{1/2}} = \frac{k^{(1.2)} K_N}{\left(p_{N_2}^0\right)^{1/2}} \qquad \text{Équation 1. 5}$$

avec $K_N = p_{NH_3} \Big/ p_{H_2}^{3/2}$, le potentiel azote Équation 1. 6

$p_{N_2}^0$, la pression standard de référence à 1 atm

À l'interface gaz/solide, l'ammoniac non dissocié est adsorbé en surface et se décompose par craquage catalytique (1.3) pour donner de l'azote atomique adsorbé à la surface du métal ou recombiné en azote moléculaire. S'il y a seulement adsorption, il y a bien équilibre entre les potentiels chimiques de l'azote en surface et dans la phase gazeuse selon l'équation 1.5 mais si la recombinaison de l'azote atomique adsorbé en azote moléculaire (1.1) n'est pas négligeable alors le potentiel chimique de l'azote dans le gaz est supérieur à son potentiel chimique en surface et les relations précédentes ne sont plus valides (*Ibid.*).

Le potentiel azote K_N, défini par la loi d'action de masse de la réaction 1.3, représente le « pouvoir nitrurant » du mélange gazeux. Si le gaz est en équilibre thermodynamique avec la surface du métal alors l'activité a_N ou la concentration de l'azote en surface $C_{N\text{-}eq}$ peut être ajustée en contrôlant le potentiel azote K_N du mélange gazeux et la température.

Plutôt que d'utiliser le diagramme d'équilibre Fe-N, on peut utiliser le diagramme de Lehrer (figure 1.5) pour déterminer les domaines d'existence des différentes phases selon les paramètres du procédé de nitruration. Le diagramme représente l'équilibre entre les phases solides et le mélange gazeux NH_3/H_2. Les isothermes d'absorption, qui relient la teneur en azote de la surface du métal ($C_{N\text{-}eq}$) au potentiel azote et à la température, sont également représentées (*Ibid.*).

À un ensemble de paramètres ajustables (température, débit de gaz, pression partielle d'ammoniac) correspond une concentration superficielle d'azote $C_{N\text{-}eq}$. Le diagramme de Lehrer est un outil permettant de contrôler le procédé de façon à obtenir la composition souhaitée. Par exemple, une valeur élevée du potentiel azote implique une teneur élevée d'azote en surface et un gradient de concentration abrupt; la présence d'une couche de combinaison ralentit la diffusion de l'azote. Au contraire, un potentiel faible favorise une nitruration sans couche blanche.

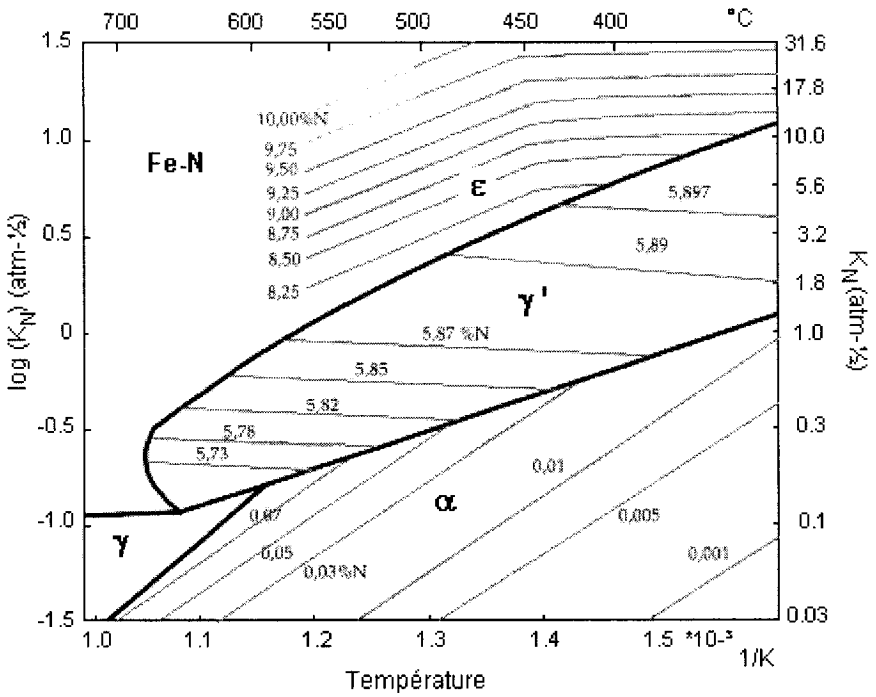


Figure 1. 5. Diagramme de Lehrer (Liliental *et al.* 1994)

1.3 CINÉTIQUE DE LA NITRURATION GAZEUSE

La croissance des couches nitrurées n'a, pour l'instant, été simulée que pour le fer pur et pour un acier non allié (Liliental *et al.* 2000). Ces modèles, en dépit de leur imperfection, permettent d'optimiser le procédé en termes de durée, de composition et épaisseur de la couche blanche et de profondeur de diffusion de l'azote. L'optimisation et l'automatisation du procédé industriel de nitruration passent par la mise en place de modèles prédictifs aptes à décrire la cinétique de croissance des couches (Michel et Gantois 1993). Afin d'établir précisément cette cinétique, l'expression du flux d'azote doit être établie. Pour ce faire, il faut connaître le diagramme d'équilibre Fe-N et le coefficient de diffusion de l'azote dans chacune des phases. Les modèles de diffusion ne sont plus valables lorsque la concentration superficielle d'azote est suffisante pour provoquer une décomposition partielle de nitrures avec recombinaison de l'azote atomique en azote moléculaire (1.1) et rejet dans la phase gazeuse. Cette fuite d'azote se traduit par des porosités dans la couche de combinaison.

1.3.1 DIFFUSION DANS LE FER PUR

Le système Fe-N permet de tester la réactivité d'un milieu nitrurant. Il existe une solution standard à la nitruration du Fe-α si on peut supposer que la concentration d'azote en surface est constante pendant toute la durée du traitement (Rozendaal *et al.* 1983). Cette hypothèse est fausse car la concentration de l'azote ne tend que graduellement vers une valeur d'équilibre. D'une manière générale, la période d'incubation nécessaire à la germination et à la coalescence des phases ε et/ou γ' de la couche de combinaison est négligée; celle-ci est égale au temps nécessaire pour que la concentration superficielle en azote atteigne sa valeur d'équilibre.

La nitruration peut se dissocier en trois étapes qui ont chacune une constante cinétique propre contribuant à la cinétique globale. Dans un premier temps, NH_3 est transporté vers la surface et les molécules s'adsorbent dans une couche limite gazeuse. Dans un second temps, on observe le craquage catalytique de NH_3 en surface accompagné d'un transfert de matière. Enfin, l'azote diffuse dans le substrat. Si le débit de gaz est suffisant, la diffusion à travers une couche limite gazeuse (étape 1) ne contrôle pas la nitruration et on peut ne considérer que les étapes 2 et 3. La quantité d'azote (par unité de temps et par unité de surface) fournie par le craquage catalytique de l'ammoniac en surface s'écrit (*Ibid.*) :

$$J_N = k \times \left(C^{\alpha}_{N-eq} - C^{\alpha}_{N-S/\alpha}\right) \qquad \text{Équation 1. 7}$$

avec $k = k_0 \times p_{H_2} \times \exp(-Q/RT)$, constante de réaction du craquage Équation 1. 8

C^{α}_{N-eq}, concentration superficielle en azote en équilibre avec le gaz

$C^{\alpha}_{N-S/\alpha}$, concentration superficielle en azote réelle au temps t

La nitruration progresse à l'intérieur du matériau par diffusion de l'azote sur les sites de son propre sous-réseau, qui est constitué par les sites octaédriques du réseau du fer. D'une manière générale, le flux d'azote dans une phase ϕ quelconque peut s'écrire à l'aide de la première loi de Fick (Mittemeijer et Somers 1997) :

$$J_N^{\phi} = -D_N^{\phi} \frac{\partial C_N^{\phi}}{\partial x}$$ Équation 1. 9

avec $$D_N^{\phi} = D_N^{\phi *} \times \frac{d \ln a_N^{\phi}}{d \ln C_N^{\phi}}$$ Équation 1. 10

où $D_N^{\phi *}$ est le coefficient d'autodiffusion de l'azote, qui est indépendant de la concentration mais dépend de la température

L'évolution avec le temps de la concentration en azote à une profondeur x donnée s'écrit avec la deuxième loi de Fick :

$$\frac{\partial C_N^{\phi}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(D_N^{\phi} \frac{\partial C_N^{\phi}}{\partial x} \right) = \frac{\partial D_N^{\phi}}{\partial C_N^{\phi}} \left(\frac{\partial C_N^{\phi}}{\partial x} \right)^2 + D_N^{\phi} \frac{\partial^2 C_N^{\phi}}{\partial x^2}$$ Équation 1. 11

Somers et Mittemeijer (1995) ont démontré que le coefficient de diffusion de l'azote dans les couches ε et γ' dépendait effectivement de la composition et que la prise en compte de cette dépendance améliorait la précision du calcul.

1.3.1.1 Diffusion de l'azote dans le Fe-α et formation d'une zone de diffusion $\left(C_{N-S/\alpha}^{\alpha} < C_{critique}\right)$

Dans la zone de diffusion, l'azote est dissous dans le Fe-α et son activité obéit à la loi de Henry, c'est-à-dire qu'elle est égale à sa concentration (Du et Agren 1996). En remplaçant (1.10) dans (1.11) et en simplifiant, on obtient :

$$\frac{\partial C_N^{\alpha}}{\partial t} = D_N^{\alpha *} \frac{\partial^2 C_N^{\alpha}}{\partial x^2}$$ Équation 1. 12

Pour un échantillon plat d'épaisseur *2L*, Mittemeijer et Somers (1997) supposent que la concentration superficielle en azote dans la phase α ($C_{N-S/\alpha}^{\alpha}$) est constante. Cette hypothèse est raisonnable si l'approvisionnement en azote est suffisamment rapide par rapport à la diffusion. La solution à l'équation 1.12 s'écrit alors :

$$C_N^{\alpha}(x,t) = C_{N-S/\alpha}^{\alpha} \left\{ 1 - \frac{4}{\pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{2n+1} \exp\left(- \frac{(2n+1)^2 \pi^2 D_N^{\alpha} t}{4L^2} \right) \cos \frac{(2n+1)\pi x}{2L} \right\}$$ Équation 1. 13

En fait, la valeur de la concentration superficielle en azote $C^{\alpha}_{N-S/\alpha}$ est fixée par l'équilibre des flux (1.7) et (1.9) en surface (Rozendaal *et al.* 1983):

$$-D^{\alpha}_{N}\left.\frac{\partial C^{\alpha}_{N}}{\partial x}\right|_{x=0} = k\left(C^{\alpha}_{N-eq} - C^{\alpha}_{N-S/\alpha}\right) \quad \text{en surface} \qquad \text{Équation 1. 14}$$

$$\left.\frac{\partial C^{\alpha}_{N}}{\partial x}\right|_{x=L} = 0 \quad \text{au milieu par symétrie des flux} \qquad \text{Équation 1. 15}$$

Pour les conditions aux limites 1.14 et 1.15, l'équation 1.12 de diffusion en régime transitoire peut être résolue numériquement par la méthode des volumes finis (Bockel *et al.* 1998) ou des différences finies (Hu *et al.* 2000). Ces méthodes de résolution numérique utilisent une approximation linéaire des dérivées partielles de la concentration en azote. Par exemple, le modèle des différences finies de Crank-Nicholson effectue un découpage de la couche nitrurée en tranches d'égale épaisseur (Ghiglione *et al.* 1994a).

Une solution analytique au problème de la nitruration du fer pur n'est possible que si le coefficient de diffusion de l'azote peut être considéré comme constant à l'intérieur d'une même phase et si les conditions aux limites sont assez simples. Dans la plupart des cas, une résolution numérique s'impose. Souvent, le débit d'ammoniac n'est pas réajusté au cours du temps. La concentration superficielle d'azote augmente avec le temps du fait de la différence entre le flux d'azote entrant qui provient du craquage de l'ammoniac et le flux d'azote sortant qui diffuse à l'intérieur du matériau. De plus, pour une température supérieure à 450°C, la recombinaison de l'azote atomique et la désorption de l'azote moléculaire ne sont pas négligeables (Friehling et Somers 2000) et l'équilibre 1.14 devrait être modifié pour prendre en compte l'azote perdu par recombinaison.

1.3.1.2 Diffusion de l'azote à travers une couche de combinaison γ' ou γ'/ε $\left(C^{\alpha}_{N-S/\alpha} \geq C_{critique}\right)$

Si la concentration superficielle d'azote est suffisante pour qu'une couche de combinaison soit formée, la cinétique de croissance de la zone de diffusion sous-jacente

peut être calculée en remplaçant $C_{N-S/\alpha}$ par $C_{N-\gamma'/\alpha}$ dans l'expression 1.13 du profil d'azote. Mais, ce faisant, on néglige le fait que la couche de combinaison puisse aussi se former aux dépens de la zone de diffusion. La figure 1.6 montre que la croissance de la couche de combinaison suit une loi parabolique quelle que soit sa composition, ce qui confirme l'hypothèse d'une cinétique globale contrôlée par la diffusion de l'azote.

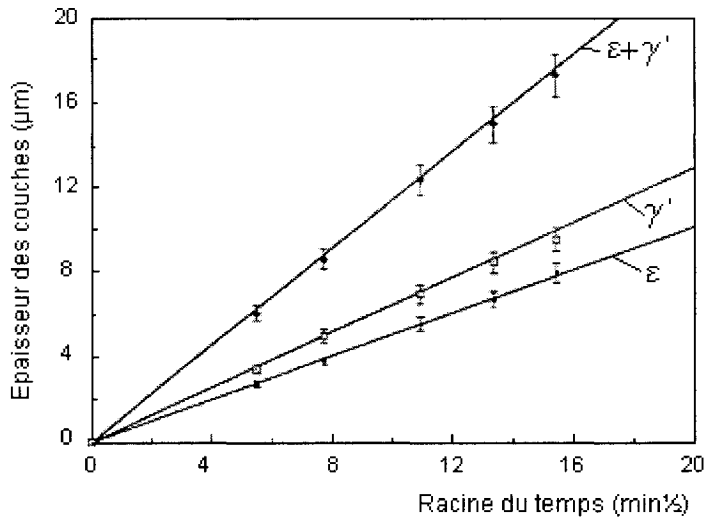


Figure 1. 6. Croissance parabolique de la couche blanche à 570°C pour une concentration superficielle d'azote théorique de 8,5 % massique (Michel et Gantois 1993)

Le calcul de la formation d'une monocouche γ' et celui de la formation d'une bicouche ε/γ' ont été traités de façon très complète par Mittemeijer et Somers (1997). Le détail des calculs, valides uniquement pour du fer pur, n'est pas indispensable à la compréhension de la problématique industrielle.

L'intérêt pratique de la nitruration réside principalement dans le traitement d'aciers possédant des éléments d'alliage qui ont une grande affinité pour l'azote et forment avec ce dernier de fins précipités cohérents. En toute rigueur, l'équation 1.11 de diffusion de l'azote dans le fer α en régime transitoire devrait être modifiée pour prendre en compte les réactions chimiques entre l'azote et les éléments d'alliage susceptibles de former des nitrures puisque l'azote qui réagit est perdu pour la diffusion. Un modèle de diffusion et précipitation couplée a été développé par Goune *et al.*(2000).

1.3.2 DIFFUSION ET PRÉCIPITATION DANS UN ACIER

La nitruration d'un acier ne génère pas seulement un profil de concentration en azote mais aussi un profil de concentration en carbone de pente contraire. Le carbone est rejeté hors de la zone nitrurée car les deux éléments N et C occupent les mêmes sites interstitiels (Lussiaud *et al.* 1996). Les nitrures, ou les carbonitrures, se forment aux dépens des carbures de fer et des carbures d'alliage. Une modélisation rigoureuse de la nitruration d'un acier au carbone nécessite de connaître le diagramme ternaire Fe-N-C.

1.3.2.1 Structure des couches formées sur un acier

Dans les aciers au carbone non alliés, le nitrure γ' précipite dans la zone de diffusion au refroidissement mais le durcissement associé à ces précipités et à la saturation en azote de la solution solide α est faible et le profil de dureté décroît brutalement à l'interface entre la couche de combinaison, constituée des carbonitrures ε et γ', et la couche de diffusion (figure 1.7). La nitruration d'aciers au carbone a pour objectif de former une couche blanche résistante à l'usure.

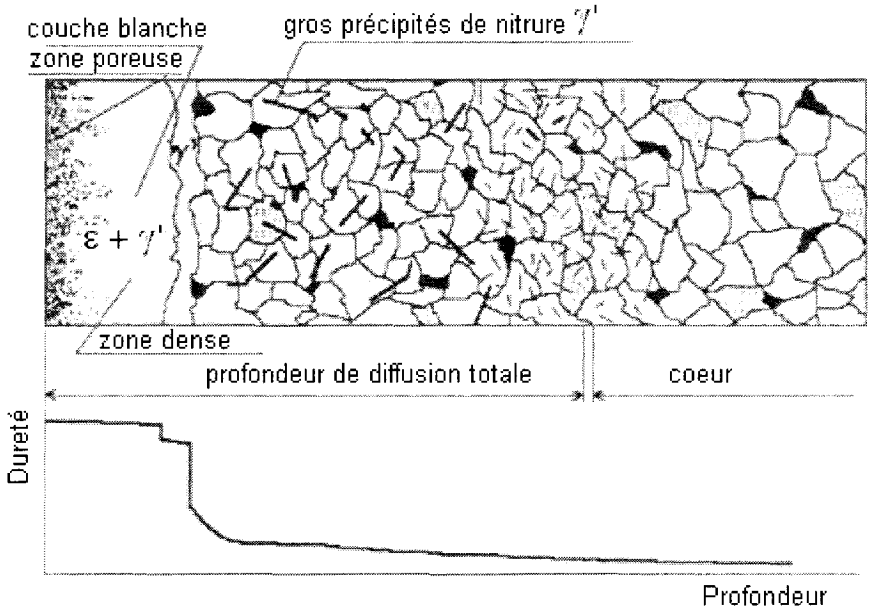


Figure 1. 7. Schéma d'une couche nitrurée sur un acier non allié (Liliental *et al.* 2000)

La nitruration d'un acier allié peut se comparer au phénomène d'oxydation d'un alliage. Soit un alliage AB où B est en teneur plus faible que A, les deux éléments A et B s'oxydent mais B possède une plus grande affinité pour l'oxygène que A. En présence d'oxygène, B réagit le premier et se trouve emprisonné sous forme d'oxyde BO dans la matrice A tandis qu'en surface A réagit éventuellement avec l'oxygène pour former une couche d'oxyde AO (Birks et Meier 1983). De la même manière, pendant la nitruration d'un alliage, de Fe-Cr par exemple, l'azote réagit en surface avec le fer pour former une couche de nitruration externe (ε et γ') alors que sous cette couche, l'azote qui diffuse forme une solution solide avec le fer et l'azote excédentaire, par rapport à la solubilité de la matrice, réagit avec le chrome pour former des précipités et générer une zone de nitruration interne. La nitruration s'applique généralement à des aciers possédant des éléments d'alliage tels que Al, Cr ou Mo qui ont une grande affinité pour l'azote et avec lequel ils forment des nitrures stables. À la température de nitruration, les éléments d'alliage en solution solide dans α réagissent avec l'azote pour donner de fins précipités cohérents qui sont dispersés dans la matrice et ne sont pas visibles sur une coupe métallographique (figure 1.8).

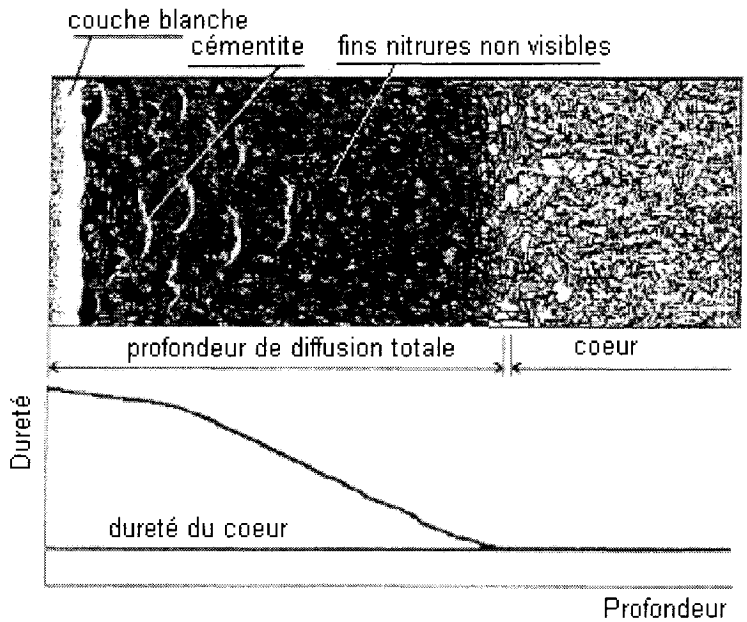


Figure 1. 8. Schéma d'une couche nitrurée sur un acier allié (Liliental *et al.* 2000)

Le durcissement produit par ces nitrures d'alliage dépend de leur structure. Les nitrures de structure cubique à faces centrées possédant un paramètre de maille proche de celui de la matrice de fer, comme par exemple les nitrures de chrome CrN, précipitent sous forme de plaquettes semi cohérentes (Mittemeijer 1985). Ils augmentent considérablement la dureté dans la couche de diffusion (figure 1.9) car un précipité cohérent avec la matrice ralentit plus efficacement le mouvement des dislocations qu'un précipité incohérent. Le profil de dureté peut alors s'étendre aussi loin que la profondeur de diffusion de l'azote. L'azote peut aussi réagir avec les éléments d'alliage impliqués dans des carbures mais la réaction est plus lente et les nitrures formés sont grossiers et incohérents de sorte que le durcissement correspondant est moindre (Binot *et al.*1998; Buchaggen et Bell 1996). Le carbone libéré par la dissolution des carbures d'alliage peut diffuser hors de la zone nitrurée ou précipiter sous forme de cémentite (figure 1.8).

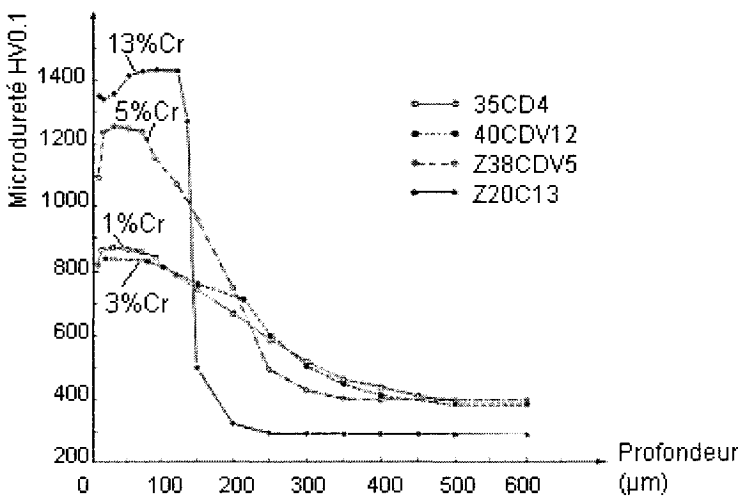


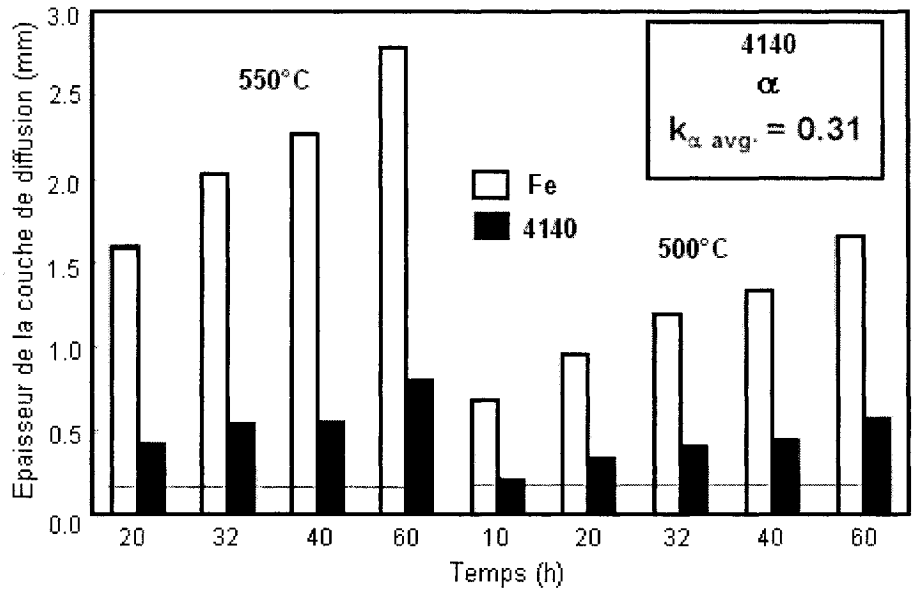
Figure 1. 9. Effet de la teneur en chrome sur le profil de dureté (Michel et Gantois 1993)

1.3.2.2 Influence des éléments d'alliage

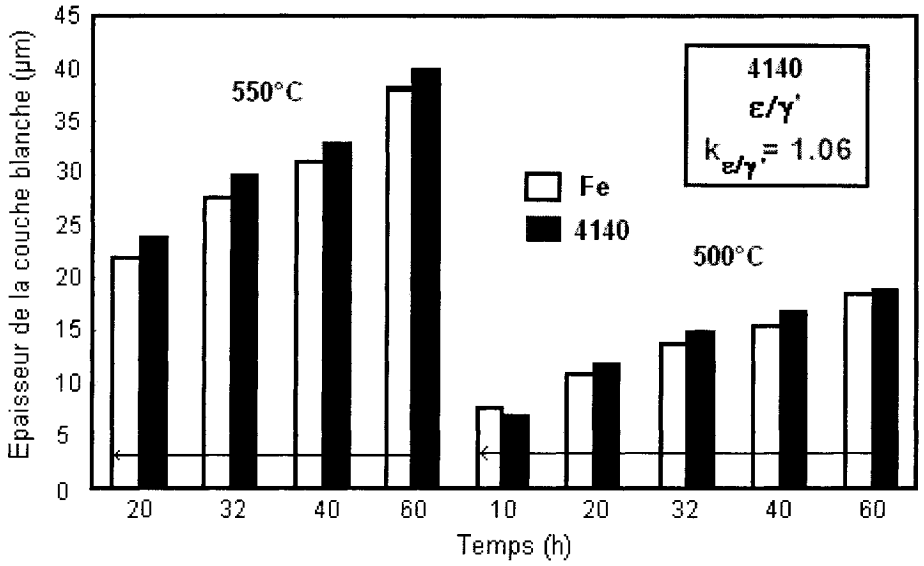
1.3.2.2.1 Profondeur de diffusion

Les éléments d'alliage susceptibles de former des nitrures augmentent la dureté mais diminuent la pénétration de l'azote. Ainsi, le coefficient de diffusion de l'azote est plus faible dans une matrice contenant du chrome que dans du fer pur (Lussiaud *et al.* 1996).

La figure 1.10.a illustre l'effet des éléments d'alliage d'un acier 4140 sur l'épaisseur de la couche de diffusion. Tous les éléments d'alliage retardent la diffusion de l'azote dans la matrice α de sorte qu'une augmentation de leur teneur diminue la profondeur de diffusion par rapport à celle obtenue sur du fer pur (Maldzinski *et al.* 1999).



a)



b)

Figure 1. 10. Comparaison des épaisseurs de (a) couche de diffusion et de (b) couche blanche entre un acier 4140 et du fer pur pour un potentiel azote de 6,56 $atm^{-½}$ et une température de 500 ou 550°C (Maldzinski *et al.* 1999)

Les éléments d'alliage affectent peu les frontières du diagramme d'équilibre Fe-N car dès qu'ils forment des composés stœchiométriques avec l'azote, ceux-ci deviennent neutres à l'égard de l'azote dissous dans les différentes phases. Seul le nickel fait exception car il ne forme pas de nitrures et déplace les frontières du diagramme. L'épaisseur de la couche blanche n'est pas affectée par les éléments d'alliage (figure 1.10.b).

Le substrat doit posséder des éléments d'alliage promouvant la formation de nitrures pour que sa nitruration présente un intérêt industriel mais une forte teneur en éléments d'alliage implique une nitruration peu profonde. Les plus grandes duretés et profondeurs de nitruration sont obtenues avec le Nitralloy qui contient environ 1 % d'aluminium.

La dureté de la couche de diffusion dépend de l'aptitude de l'élément d'alliage à former des nitrures les plus cohérents possibles avec la matrice mais aussi de sa disponibilité. S'il est impliqué dans des liaisons carbures par exemple, il faudra casser ces liaisons avant de former des nitrures tandis que s'il est dissous dans la matrice, il est immédiatement disponible. La profondeur et la hauteur du gradient de dureté dépendent de la température de nitruration, de la teneur en éléments d'alliage et de la force d'interaction entre ces éléments et l'azote (Bell 1983). En effet, les éléments se classent en trois catégories selon leur force d'interaction avec l'azote :

- Les *interactions fortes* se produisent par exemple dans un alliage binaire Fe-X où l'élément X, dont l'affinité pour l'azote est grande, est en teneur élevée (par exemple : Cr > 5 %). L'élément d'alliage X réagit immédiatement et en totalité avec l'azote. Le profil ou palier de dureté résultant suit le front de diffusion de l'azote. La dureté est constante en surface et décroît brutalement à cœur.
- Les *interactions faibles* peuvent se produire dans un alliage binaire Fe-X où l'élément X est en teneur faible (Cr ~ 1-2 %). Une forte sursaturation en azote est alors nécessaire à la germination des premiers nitrures d'alliage. La réaction entre l'azote et l'élément X n'est pas instantanée et nécessite un temps d'incubation. Une interaction faible peut aussi se produire quand l'élément X se trouve combiné, par

exemple sous forme de carbures, plutôt qu'en solution (Van Wiggen *et al.* 1985). L'élément X ne réagit pas en totalité et la dureté diminue doucement de la surface vers le cœur. La profondeur de diffusion totale de l'azote est supérieure à la profondeur durcie.

- Les *interactions moyennes* ont un comportement intermédiaire avec un palier de dureté en surface suivie d'une diminution graduelle de la dureté vers la dureté du métal de base.

Si l'interaction est forte (Mittemeijer 1985), un modèle développé pour calculer la profondeur d'oxydation interne (Birks et Meier 1983, p94-97) peut être transposé à la nitruration. Le modèle suppose des gradients de concentration linéaires, l'existence d'un état quasi stationnaire et il néglige la diffusion de l'élément d'alliage X. Pour l'appliquer à la nitruration, Mittemeijer (1985) suppose que la dureté maximale en surface est atteinte instantanément et que l'interface entre la couche de diffusion et le cœur est abrupte et située à la profondeur de nitruration z_n pour une dureté égale à la moyenne de la dureté en surface et de la dureté du métal de base. Le flux d'azote (1.9) peut être approximé par :

$$J_N = -D_N^{\alpha} \frac{C_{N-S/\alpha}^{\alpha}}{z_n} \qquad \text{Équation 1. 16}$$

En écrivant la quantité d'azote nécessaire pour déplacer l'interface entre la couche nitrurée et le cœur d'une distance *dz* puis en intégrant l'équation 1.16 ainsi obtenue, la profondeur de la couche nitrurée peut être calculée :

$$dn = -D_N^{\alpha} \frac{C_{N-S/\alpha}^{\alpha}}{z_n} t = C_X dz \qquad \text{Équation 1. 17}$$

$$z_n^2 = 2\frac{C_{N-S/\alpha}^{\alpha} D_N^{\alpha}}{C_X} t \quad \text{avec} \quad C_X \text{, la concentration de X de l'alliage} \qquad \text{Équation 1. 18}$$

Pour illustrer l'effet de la teneur en éléments d'alliage sur la force d'interaction avec l'azote, Schacherl *et al.*(2003) ont étudié l'influence de l'augmentation de la teneur en

chrome (entre 7 à 20 % massique) d'un alliage Fe-Cr sur la morphologie et la cinétique de formation des nitrures. Les nitrures de chrome formés sont soit fins et cohérents, soit lamellaires et plus grossiers. Quand la concentration de chrome atteint 13 % massique, seuls les nitrures lamellaires se forment et ces derniers provoquent un durcissement plus faible que les nitrures fins et cohérents.

1.3.2.2.2 Azote en excès

Des mesures de prise de masse montrent que la quantité d'azote théorique C_{N0}^{α}, égale à la somme de l'azote en solution dans la matrice et de l'azote impliqué dans les précipités de nitrures stœchiométriques, est dépassée. L'azote en excès $C_{N\,excés}^{\alpha}$ est attribué à la présence de champs de déformation à longue distance autour des fins nitrures cohérents formés avec les éléments d'alliage; l'azote est adsorbé à l'interface entre les nitrures et la matrice. Selon Mittemeijer (1985), la concentration totale d'azote peut atteindre jusqu'à trois fois la concentration d'azote théorique et s'écrit :

$$C_N{}^{\alpha} = C_{N0}{}^{\alpha} + C_{N\,excés}{}^{\alpha} = C_{N0}{}^{\alpha}\left\{\sigma_H \frac{V_N}{RT}\right\} \qquad \text{Équation 1. 19}$$

où σ_H, composante hydrostatique de la contrainte autour des précipités. Elle est proportionnelle à la différence de volume spécifique entre précipités et matrice (Goune *et al.* 2000)

et V_N, volume molaire de N dans α.

Selon Schacherl *et al.*(2003), l'azote en excès dit « immobile » est associé aux précipités de nitrure et l'azote en excès dit « mobile » est dissous dans la matrice déformée par des nitrures de plus grand volume. Dans les alliages binaires Fe-Cr, cette sursaturation en azote peut être éliminée au cours du temps par une précipitation discontinue qui prend naissance aux joints de grains et qui transforme les fins précipités cohérents en précipités lamellaires plus grossiers et incohérents (Mittemeijer 1985).

$$\alpha_{sursaturée} + CrN_{cohérents} \rightarrow \alpha + CrN_{lamelles} \qquad \text{Équation 1. 20}$$

La réaction 1.20 suppose des joints de grains mobiles; seules certaines régions la subissent tandis que les zones non affectées subissent un grossissement des nitrures cohérents. Avec le temps de nitruration, les contraintes microscopiques associées aux champs de déformation autour des précipités cohérents diminuent tandis que les contraintes macroscopiques associées à l'expansion volumique de la surface nitrurée augmentent. Cependant, d'après Van Wiggen *et al.* (1985), la précipitation discontinue en libérant l'azote en excès finit par provoquer une relaxation des contraintes résiduelles.

1.4 LES TECHNIQUES DE NITRURATION

1.4.1 NITRURATION GAZEUSE

Dans le four de nitruration (figure 1.11), le mélange gazeux comprend de l'ammoniac non dissocié, de l'azote et de l'hydrogène moléculaires. Seule la fraction d'ammoniac non dissocié a une action nitrurante.

Four vertical de nitruration :

1. joint statique
2. bague d'étanchéité d'huile
3. panier de charge
4. éléments chauffants
5. ventilateur
6. thermocouple
7. ensemble de refroidissement

À la fin du cycle, une valve est ouverte et un ventilateur intégré au refroidisseur externe brasse l'air à travers le collecteur de refroidissement à chemise d'eau.

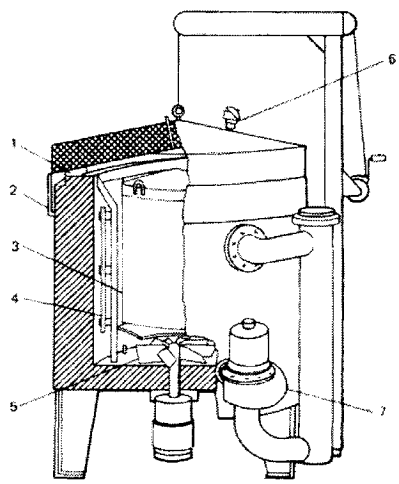


Figure 1. 11. Installation de nitruration gazeuse (Knerr *et al.* 1991)

1.4.1.1 Effet des différents paramètres du procédé

Plus la température est élevée, plus la diffusion est rapide. Par conséquent, la profondeur de nitruration pour un temps et un potentiel donnés peut être augmentée en utilisant une température élevée. Cependant, avec une augmentation de la température, la dureté

diminue (Celik et Karadeniz 1995) et le risque de distorsion des pièces augmente (Guagliano et Vergani 1997). Une température basse est donc préférable pour obtenir des précipités fins auxquels sont associées de bonnes propriétés mécaniques et une dureté élevée (Braam *et al.* 1997).

Pour un potentiel et une température donnés, la profondeur de nitruration est semblable à la profondeur de diffusion et varie avec la racine carrée du temps de traitement (loi parabolique). Plus le traitement est long, plus la diffusion de l'azote sera profonde mais le coût du traitement devient prohibitif. De plus, le temps influence aussi la dureté superficielle qui augmente initialement avec la durée de nitruration avant de diminuer.

Le potentiel azote peut être ajusté pour contrôler la proportion des phases ε et γ' ou le rapport de leurs épaisseurs. Quand le potentiel azote augmente, l'épaisseur de la couche ε augmente alors que celle de la couche γ' diminue (Maldzinski *et al.* 1999). Par ailleurs, il est important de ne pas utiliser un potentiel azote trop élevé afin de limiter la teneur en azote de la couche blanche (Hu *et al.* 2000); expérimentalement, on observe qu'une couche blanche contenant plus de 8,5 % en masse d'azote et de carbone est moins tenace, et donc plus susceptible de s'écailler, qu'une couche moins riche en azote. Le potentiel azote constitue le paramètre clé de la nitruration. Sa mesure directe étant impossible, il est déduit du coefficient de dissociation α_D.

1.4.1.2 Mesure du coefficient de dissociation de NH_3

Le coefficient de dissociation α_D est égal au rapport, exprimé en pourcentage, du volume d'ammoniac dissocié en gaz N_2 et H_2 sur le volume d'ammoniac introduit dans le four ou sur le volume de gaz total. Plus α_D est élevé, moins il y aura d'ammoniac non dissocié susceptible de produire de l'azote atomique et plus le pouvoir nitrurant de l'atmosphère sera faible. À défaut de connaître précisément la quantité d'azote ayant diffusé dans l'acier, on peut reproduire des coefficients de dissociation identiques d'un traitement à l'autre en tenant compte de la surface active des pièces, aussi appelée charge, et obtenir ainsi des couches nitrurées identiques (Ghiglione *et al.* 1994b).

Supposons qu'à $t = 0$, on introduise un mélange gazeux composé d'une fraction molaire $x^0_{NH_3}$ d'ammoniac et d'une fraction molaire $x^0_{H_2}$ d'hydrogène moléculaire dans le four de nitruration. En écrivant le bilan molaire de la réaction de dissociation 1.2 au temps t, les pressions partielles des gaz NH_3, N_2 et H_2 peuvent être calculées (Mittemeijer et Somers 1997) :

$$p_i = \frac{n_i}{\Sigma n_i} \times p_{totale}$$

$$p_{NH_3} = \frac{(1-\alpha_D)x^0_{NH_3}}{(1+\alpha_D)x^0_{NH_3} + x^0_{H_2}} \times p_{totale} \qquad \text{Équation 1. 21}$$

$$p_{H_2} = \frac{x^0_{H_2} + \frac{3}{2}\alpha_D x^0_{NH_3}}{(1+\alpha_D)x^0_{NH_3} + x^0_{H_2}} \times p_{totale}$$

Le potentiel azote (1.6) peut alors s'écrire en fonction du coefficient de dissociation α_D :

$$K_N = \frac{(1-\alpha_D)x^0_{NH_3}\left(1 + x^0_{NH_3}\alpha_D\right)^{1/2}}{\left(x^0_{H_2} + \frac{3}{2}\alpha_D x^0_{NH_3}\right)^{3/2}} p_{totale}^{-1/2} \qquad \text{Équation 1. 22}$$

L'utilisation du diagramme de Lehrer, qui lie le potentiel azote, la température et concentration superficielle en azote dans le métal, permet, connaissant la valeur du potentiel azote mesurée à partir du coefficient de dissociation (1.22), de prévoir la nature de la couche de combinaison obtenue.

La fraction volumique d'ammoniac non dissocié est mesurée à la sortie de l'enceinte de nitruration à l'aide d'une burette d'eau dans lequel seul l'ammoniac est soluble. L'ammoniac peut en effet absorber 70 fois son propre volume d'eau (Pye 1997). Un capteur d'oxygène peut également être utilisé. L'ammoniac utilisé industriellement contient environ 1 % en volume de vapeur d'eau et de l'oxygène peut être ajouté volontairement à l'atmosphère du four (Mittemeijer et Somers 1997).

Afin de limiter l'épaisseur de la couche blanche, un traitement de nitruration en deux étapes est généralement utilisé (Pye 1997). Pendant la première étape, les paramètres de

nitruration sont tels qu'une couche de combinaison riche en azote est formée. La température de cette première étape de nitruration est assez basse, entre 500 et 520°C, et le coefficient de dissociation est faible (20 %), ce qui correspond à un potentiel azote élevé. La couche de combinaison ainsi formée va ensuite alimenter la couche de diffusion en soluté. Pendant la deuxième étape, les paramètres sont ajustés afin de former une couche de diffusion et de réduire l'épaisseur de la couche blanche : la température (entre 550 et 565°C) et le coefficient de dissociation (75 %) sont augmentés afin d'accélérer la diffusion de l'azote et de diminuer le potentiel azote pour réduire l'épaisseur de la couche blanche formée pendant la première étape.

Le coefficient de dissociation peut être ajusté. Un débit de gaz faible conduit à un coefficient de dissociation élevé car l'ammoniac stagne plus longtemps dans la zone de réaction près de la surface métallique des pièces, qui catalyse la réaction de dissociation. Au contraire, un débit élevé augmente la circulation de l'ammoniac près de la surface métallique et fournit un apport plus important d'ammoniac non dissocié.

1.4.1.3 Ajustement in situ de la composition du mélange gazeux

Une régulation dynamique du potentiel azote pendant le traitement permet de contrôler la nature, la composition et la vitesse de croissance des couches nitrurées en contournant les problèmes de résistance au transfert de l'espèce réactive à l'interface gaz/solide, problèmes fréquemment rencontrés pendant la nitruration à coefficient de dissociation constant (Michel et Gantois 1993).

La nitruration dans de l'ammoniac pur est possible mais elle ne permet pas un bon contrôle de l'épaisseur et de la structure de la couche blanche. C'est pourquoi, depuis les années 60, on utilise une atmosphère diluée qui permet de mieux contrôler le potentiel azote. En effet, l'expression 1.6 du potentiel azote montre que sa valeur peut être contrôlée en diluant l'ammoniac NH_3 avec de l'hydrogène H_2 (Czelusniak *et al.* 1994).

Le procédé « Nitreg » ™ utilise de l'ammoniac déjà dissocié, de l'azote, de l'hydrogène, de l'oxygène et de l'argon pour réduire le potentiel azote et limiter l'épaisseur de la

couche blanche (Liliental *et al.* 2000). Le contrôle du procédé utilise le diagramme de Lehrer. Pour chaque couple potentiel azote/température K_N-T, on peut définir la concentration d'azote en équilibre à la surface du fer et donc prédire les propriétés de la couche blanche qui dépendent directement de cette valeur. Pendant le traitement de nitruration, les gaz analysés en sortie du four permettent de calculer un potentiel azote. Si celui-ci diffère du potentiel choisi à partir du diagramme de Lehrer, le débit et la composition du gaz qui entre dans l'enceinte sont modifiés jusqu'à ce que le potentiel souhaité soit obtenu.

1.4.2 AUTRES MÉTHODES DE NITRURATION

1.4.2.1 Nitruration en bain de sels

La nitruration en bains de sels utilise pour agent actif le cyanate CNO. La température du bain est comprise entre 510 et 620°C (Budinski 1988). La technique, simple et peu coûteuse, permet une grande productivité cependant elle est délaissée en raison des risques de pollution au cyanure. Les bains de sels fondus sont des mélanges de cyanures, cyanates et carbonates portés à près de 500°C; les sels peuvent être à base de sodium ou de potassium Les cyanures présentant un danger pour l'environnement, des bains sans cyanures où les cyanates fournissent les éléments diffusants ont été développés. L'azote qui diffuse dans le métal provient de la décomposition des cyanates formés par oxydation des cyanures (Constant 1992, p330) :

$4NaCN+2O_2 \rightarrow 4NaCNO$ oxydation

$4NaCNO \rightarrow Na_2CO_3+2NaCN+CO+2N$ décomposition

Les pièces à traiter sont préchauffées à 370°C dans l'air afin de limiter la distorsion et d'accélérer la nitruration (Budinski 1988). Puis, elles sont immergées dans le bain pendant quelques heures avant d'être refroidies à l'air ou par trempe à l'eau. Après maintien à la température de nitruration dans le bain de sels, les pièces sont immergées dans un autre bain à 400°C qui ôte une partie du sel du bain précédent. Enfin, les pièces sont trempées dans l'eau. Un deuxième traitement optionnel, dans un bain de sels

oxydant à 400°C suivi d'une trempe à l'eau, donne à la pièce un fini noir esthétique et augmente la résistance à la corrosion atmosphérique (*Ibid.*).

La présence d'une couche de combinaison ε ne peut être évitée. Les profondeurs de diffusion sont moins grandes qu'en nitruration gazeuse; elles sont généralement comprises entre 0,25 et 0,5 mm d'après Ghiglione *et al.* (1994b). La durée du traitement est limitée notamment par la nécessité de régénérer le bain de sels fondus. Lorsque celui-ci ne contient plus assez de cyanate, l'ajout d'un sel permet de reconvertir le carbonate CO_3 en cyanate CNO.

1.4.2.2 Nitruration plasma ou ionique

La cathode correspond au substrat et l'anode aux parois de l'enceinte de nitruration plasma. Les pièces, réparties de façon symétrique dans l'enceinte, sont fixées sur un support isolé du reste de l'installation mais connecté à une source d'alimentation (figure 1.12).

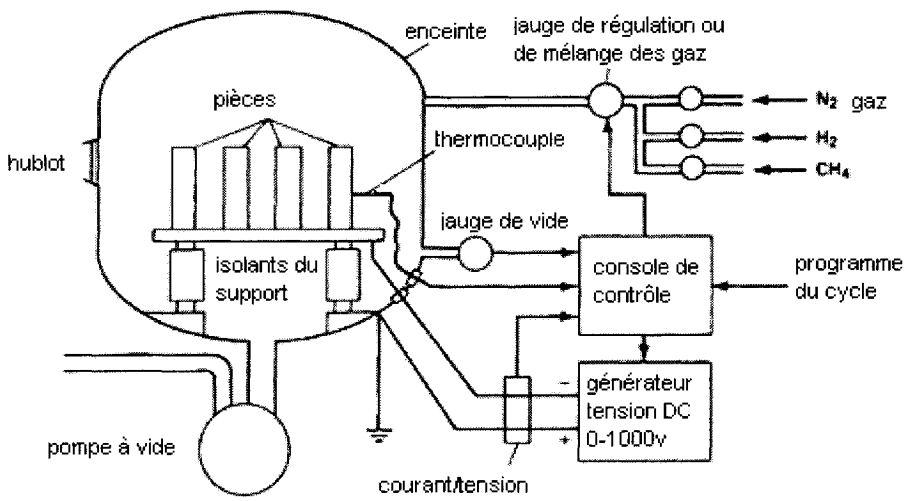


Figure 1. 12. Schéma d'un dispositif de nitruration plasma (O'Brien et Goodman 1991)

Le traitement est réalisé sous basse pression à environ 0,01 Pa. Les pièces sont nettoyées à l'azote ou avec tout autre gaz. Un décapage ionique peut être réalisé dans l'enceinte. Une fois l'azote introduit, on établit une tension de 400 à 1 000 V entre la chambre et les pièces pour dissocier le gaz N_2 et ioniser l'azote. Une décharge luminescente se produit

et forme un plasma autour des pièces. Les ions N^+, accélérés par le champ électrique, frappent la cathode avec une certaine énergie cinétique. Cette énergie se dissipe en chauffant la surface des pièces à une température comprise entre 340 à 565°C. Le bombardement permet à la fois de décaper la surface des pièces par pulvérisation cathodique et de transférer des ions azote au métal (Budinski 1988).

Les avantages de la nitruration ionique sur la nitruration gazeuse sont un traitement plus court, une température plus basse et un contrôle plus précis de la couche blanche. Le gain de temps est appréciable pour les plus courts traitements car, en nitruration gazeuse, la diffusion de l'azote nécessite un temps d'incubation de 1 à 2 h. La diffusion commence aux joints de grains avant de devenir transgranulaire alors qu'en nitruration ionique, l'azote diffuse immédiatement dans la matrice. La disponibilité de l'azote dépend du champ électrique, par conséquent la température de travail peut être aussi basse que 350°C, température juste suffisante pour activer la diffusion de l'azote. Selon la composition du plasma, on obtient une couche blanche monophasée γ', une couche ε dont l'épaisseur est contrôlée par le taux de pulvérisation ou pas de couche du tout. Cependant, l'équipement demande un investissement financier élevé. Les pièces traitées doivent être identiques et, selon la géométrie de la pièce, le traitement peut être hétérogène.

1.5 PROPRIÉTÉS DES PIÈCES NITRURÉES

1.5.1 PROFIL DE DURETÉ

La petite taille des atomes d'azote favorise leur insertion dans le réseau cristallin du fer où ils provoquent des déformations locales et bloquent le mouvement des dislocations. On obtient ainsi un durcissement par solution solide. Au refroidissement, il se produit un durcissement par précipitation. Les dislocations se déplacent en cassant des liaisons interatomiques. Dans les métaux, la force de rupture est négligeable mais dans des nitrures (cristaux non métalliques), elle devient importante. Le durcissement est d'autant plus grand que les précipités sont cohérents avec la matrice, que leur fraction volumique

est importante et que leur taille est petite. Si le refroidissement à partir de la température de nitruration est assez lent, le nitrure de fer γ' précipite directement à partir de la solution solide sursaturée α. Si le refroidissement se fait par trempe et qu'il est suivi d'un revenu à basse température, des zones de Guinier-Preston peuvent se former à partir de rassemblement d'atomes de fer et d'azote ou la phase métastable α''-$Fe_{16}N_2$ peut précipiter en cohérence avec le réseau cristallin de la ferrite (Michel et Gantois 1993). Ces étapes précèdent le retour à l'équilibre de la solution solide α et la précipitation des nitrures de fer ($\alpha+\gamma'$).

Appliqués au fer pur, ces différents mécanismes sont cependant peu efficaces. C'est pourquoi les aciers de nitruration possèdent des éléments d'alliage (Mo, Cr, Mn, V, Ti, Al, Si) qui, en interagissant avec les atomes d'azote et en précipitant, produisent un durcissement structural important de la couche de diffusion.

La dureté, maximale sous la surface, dépend de l'acier, de la température de nitruration qui détermine la nature et la répartition des précipités, du potentiel azote qui contrôle la nature et la proportion des phases formées et de la disponibilité des éléments d'addition. Ainsi, le profil de dureté de la figure 1.13 montre un maximum plus élevé pour l'acier En40B que pour l'acier 42CrMo4 où les atomes de chrome, en teneur trois fois plus faible (1 % Cr), sont engagés dans des liaisons carbures.

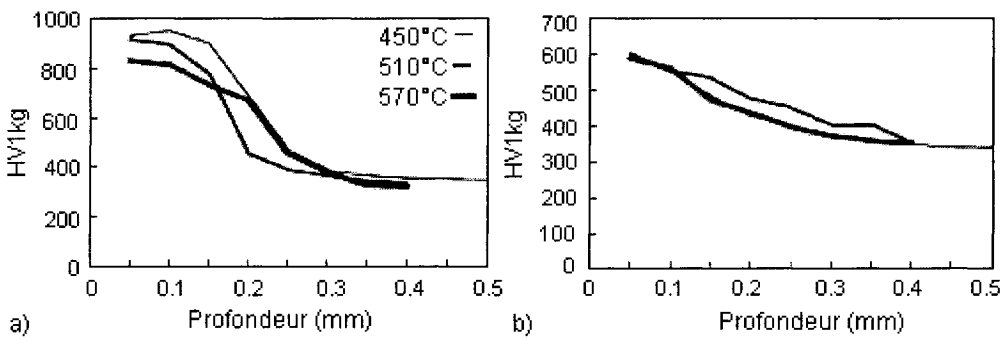


Figure 1. 13. Profils de dureté de (a) En40B et (b) 42CrMo4 pour différentes températures de nitruration (Braam *et al.* 1997)

1.5.2 PROFIL DE CONTRAINTES RÉSIDUELLES

L'insertion d'azote en solution solide et la différence de volume entre les nitrures et la matrice créent une expansion de la couche. Cette expansion étant restreinte par le cœur non nitruré, des contraintes résiduelles macroscopiques de compression sont engendrées dans la couche. Elles sont équilibrées par des contraintes résiduelles de traction dans le cœur (Buchhagen et Bell 1996). Selon Mittemeijer (1984), ces contraintes résiduelles macroscopiques peuvent se calculer à partir des variations de la concentration en azote $C_N(z)$ par rapport à la concentration moyenne $\overline{C}_N$ de l'échantillon. Pour une plaque d'épaisseur finie, le profil de contraintes résiduelles longitudinales $\sigma(z)$ s'écrit :

$$\sigma(z) = \frac{\alpha_d^{réseau} E}{1-\nu}\left(\overline{C}_N - C_N(z)\right) \qquad \text{Équation 1. 23}$$

avec $\alpha_d^{réseau}$, le coefficient de dilatation du réseau (>0)

Au refroidissement, la différence de transformation entre le cœur et la surface, qui se refroidit en premier, et les différences de dilatation entre la matrice et les précipités peuvent aussi engendrer des contraintes résiduelles (Buchhagen et Bell 1996). Cependant, à moins que le refroidissement ne se fasse par trempe, le premier effet est négligeable et les différences de dilatation entre les différentes phases (ε, γ' et α) n'engendrent, selon Spies, Oettel *et al.* (1985), des contraintes résiduelles notables que dans la couche de combinaison.

Selon Mittemeijer (1983, 1984), il ne faut pas négliger les contraintes résiduelles microscopiques générées autour des précipités par la différence de dilatation entre ces précipités et la matrice. L'auteur (1983) observe une relation linéaire entre ces contraintes résiduelles microscopiques ou « microdéformations », qui peuvent être mesurées par l'élargissement des pics de diffraction de rayons X, et la dureté.

La corrélation entre le profil de dureté et le profil de contraintes résiduelles est visible (Loh et Siew 1999). À une diminution abrupte de la dureté correspond une diminution abrupte des contraintes résiduelles en valeur absolue (figure 1.14). Les profils de

contraintes résiduelles et de dureté dépendent tous deux de la nuance de l'acier, de la température de nitruration et de la cinétique de croissance des précipités.

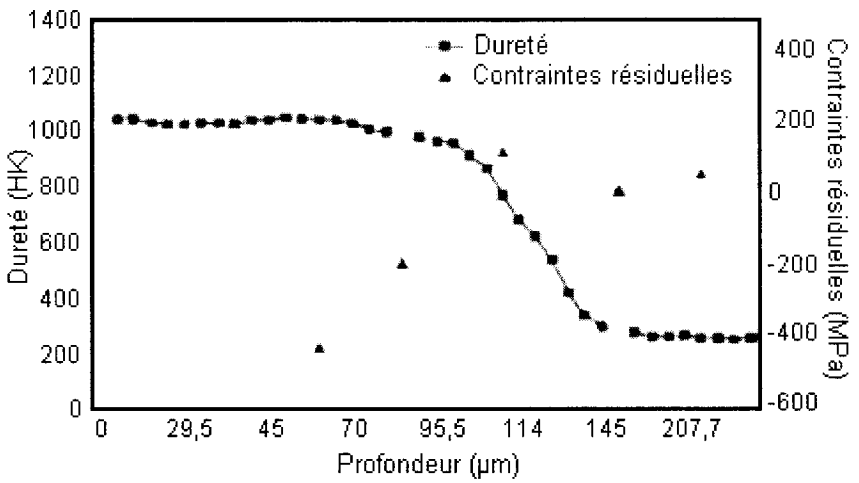


Figure 1. 14. Corrélation entre dureté et contraintes résiduelles pour un acier H13 (Loh et Siew 1999)

Un acier allié possède, après nitruration, des contraintes résiduelles plus élevées qu'un acier au carbone car la présence d'éléments d'alliage lui permet d'absorber plus d'azote (Spies, Oettel *et al.* 1985). Par ailleurs, les contraintes résiduelles diminuent quand la teneur en carbone augmente (Sun et Bell 1991). Plus la teneur en carbone est grande, plus l'élément d'alliage risque de se trouver lié sous forme de carbures et de n'être pas immédiatement disponible pour réagir avec l'azote.

Les contraintes résiduelles macroscopiques diminuent quand la température de nitruration augmente et elles sont d'autant plus profondes que la nitruration est longue. Les contraintes résiduelles et leur profondeur augmentent au fur et à mesure que l'azote diffuse et que la concentration en azote augmente (Mittemeijer 1984). Cependant, pour une nitruration prolongée, le matériau ne peut plus être considéré semi infini, d'importantes contraintes résiduelles de tension se développent à cœur et les contraintes de compression diminuent en surface.

Les contraintes résiduelles générées par la nitruration gazeuse sur des éprouvettes cylindriques d'un acier En41B sont en compression biaxiale dans la zone de diffusion et

en tension triaxiale dans le cœur avec les contraintes tangentielle et radiale égales à la moitié de la contrainte longitudinale (Cowling 1986). Plus le diamètre de l'échantillon est petit, plus les contraintes de traction du cœur augmentent pour équilibrer les contraintes de compression en surface. Ces dernières (figure 1.15) sont maximales pour un rapport surface nitrurée sur surface de cœur compris entre 0,3 et 0,5, puis elles diminuent tandis que les contraintes résiduelles de traction augmentent constamment.

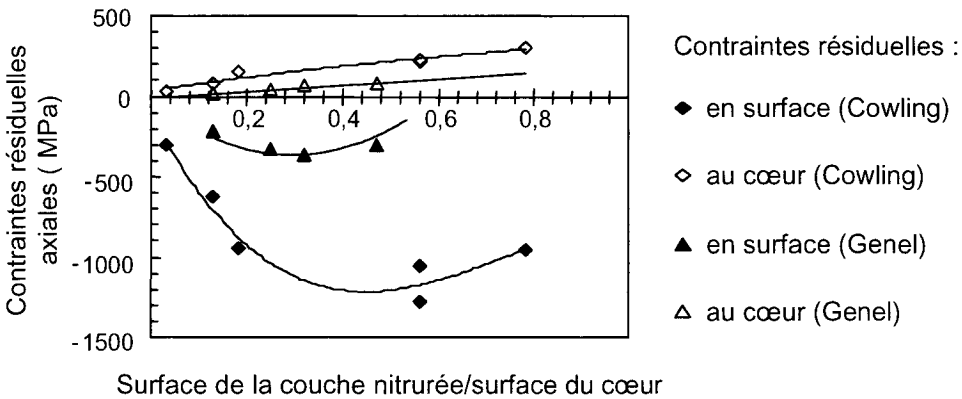


Figure 1. 15. Effet de la profondeur relative de nitruration sur les contraintes résiduelles (acier 4140) d'après (Cowling 1986; Genel *et al.* 2000)

1.6 APPLICATIONS

La nitruration est surtout utilisée pour augmenter la résistance à l'usure mais aussi pour augmenter la résistance à la corrosion et la résistance en fatigue. Elle donne une surface aux propriétés stables jusqu'à la température de nitruration d'environ 500°C. La basse température du procédé permet un bon contrôle des tolérances dimensionnelles des pièces.

1.6.1 RÉSISTANCE À L'USURE

La qualité d'un traitement de surface dont l'objectif est d'améliorer la résistance à l'usure dépend, selon Niku-Lari (1987), de plusieurs paramètres. La tenue mécanique de la couche nitrurée ou du revêtement est primordiale. Sa rugosité peut conduire à du frottement local et entraîner le grippage du système. La présence de contraintes

résiduelles de compression représente un atout contre l'usure de contact ou contre tout mécanisme d'usure qui implique un mécanisme de fatigue. La dureté de la surface est choisie de manière à éviter les couples de frottement de type matériau dur sur matériau mou où l'un des composants s'userait de façon accélérée. Enfin, la possibilité d'introduire un troisième corps ou lubrifiant est un atout contre de nombreux mécanismes d'usure.

Les nitrures formés en surface sont intéressants du point de vue de la tribologie (figure 1.16) : coefficient de frottement faible, capacité d'accommodation élevée et propriété anti-grippage. La meilleure résistance semble associée à une couche de combinaison ε dont la porosité peut constituer une réserve de lubrifiant utile mais peut aussi diminuer la résistance à l'usure (diminution de la densité, effet d'entaille).

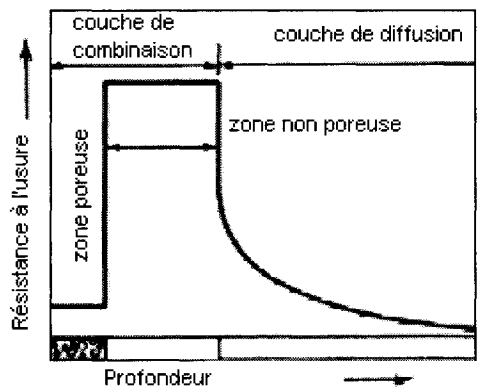


Figure 1. 16. Schéma de résistance à l'usure d'une surface nitrurée (Hoffman et Mayr 1992)

Un contrôle précis du procédé de nitruration permet d'obtenir une couche blanche dont la composition, la morphologie et l'épaisseur répondent aux exigences du cahier des charges. Les propriétés tribologiques dépendent surtout de la dureté superficielle mais cette même dureté peut être à l'origine de la fragilité de la couche blanche. Dès que l'usure s'associe à de la fatigue, la structure de la couche de diffusion devient plus importante que la couche de combinaison.

1.6.2 RÉSISTANCE À LA CORROSION

La résistance à l'oxydation (sèche) à haute température d'un acier doux est améliorée par la nitruration mais les raisons de cette amélioration restent vagues. Coates *et al.* (1996) supposent qu'à haute température, la couche nitrurée vieillit et forme une fine dispersion de nitrures γ' qui servent de sites de germination pour les oxydes. Les oxydes ainsi formés ont une taille de grains fine et une résistance élevée et forment une barrière entre le gaz et le métal. L'oxyde formé sur un acier nitruré serait plus compact et aurait une meilleure adhérence que sur le métal de base. Cependant, l'influence exacte de la microstructure des surfaces nitrurées n'est pas clairement établie.

La résistance à la corrosion aqueuse est également améliorée. Les auteurs (*Ibid.*) attribuent cette amélioration à la présence d'azote en solution solide qui augmenterait le potentiel de piqûration. La présence d'une couche de combinaison améliore la résistance à la corrosion notamment grâce à sa porosité qui favorise un traitement de parachèvement comme l'oxydation et/ou l'imprégnation (Tymowski *et al.* 2000). L'oxydation pénètre les porosités de la couche blanche et transforme partiellement les nitrures en oxydes de fer Fe_3O_4. Ce traitement augmente la résistance à la corrosion en brouillard salin par rapport à celle de l'acier nitruré. Un gain supplémentaire est obtenu par imprégnation des porosités de la couche blanche oxydée avec un inhibiteur de corrosion.

1.6.3 RÉSISTANCE EN FATIGUE

La nitruration, comme d'autres traitements de surface qui ont pour effet d'introduire un champ de contraintes résiduelles de compression et d'augmenter la dureté superficielle, améliore généralement la limite d'endurance des aciers. Elle est surtout bénéfique dans le régime de fatigue à grand nombre de cycles où elle peut provoquer une transition d'un mécanisme de rupture externe vers un mécanisme de rupture interne avec une fissure dite en œil-de-poisson. Les fissures internes et les fissures de surface n'évoluent pas dans un même environnement. Tandis que l'amorçage et la propagation des microfissures de surface dépendent de la résistance en fatigue de la surface traitée et

subissent l'influence de la rugosité et de l'environnement, l'amorçage et la propagation des fissures internes ne dépendent que des propriétés du cœur telles que sa dureté et la taille de ses discontinuités.

1.6.4 ÉTUDE DE CAS : LES ENGRENAGES

1.6.4.1 Conditions de fonctionnement des engrenages

Les engrenages sont des pièces mécaniques soumises à des sollicitations cycliques et sont donc sensibles à la fatigue en flexion et à la fatigue de contact. La figure 1.17 présente un exemple d'engrenage cylindrique à denture droite. Les aciers d'engrenages les plus courants sont des aciers C-Mn et des aciers alliés (Ni, Cr, V-Mo, Pb) de traitement thermique (Scott 1983).

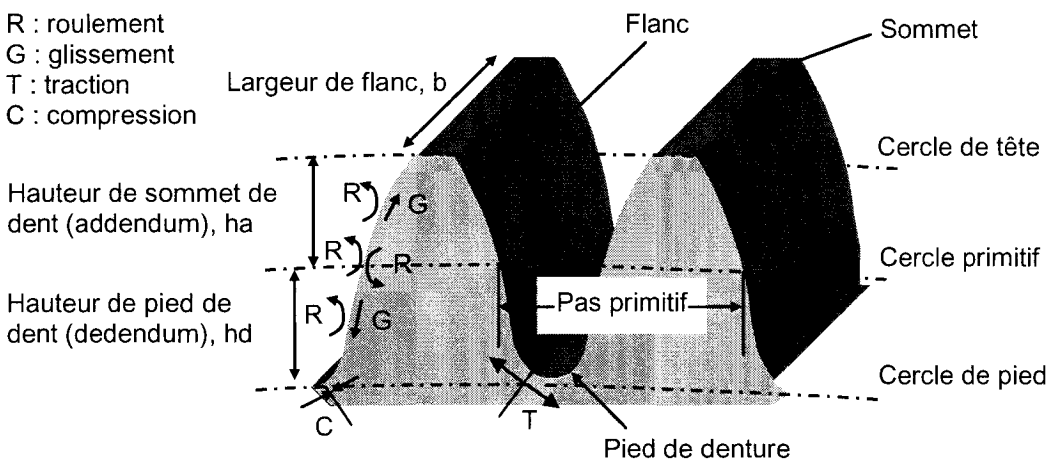


Figure 1. 17. Schéma d'un engrenage cylindrique à denture droite

Au point primitif ou point de contact entre les cercles primitifs de deux engrenages, le mouvement est uniquement composé de roulement. Les surfaces des deux dents en contact se déplacent dans la même direction et à une même vitesse. Ailleurs le long du flanc, la vitesse est différente et le mouvement comprend une composante de glissement et une composante de roulement. Des vitesses de fonctionnement élevées peuvent conduire à un échauffement du système (Fowles 1983).

1.6.4.2 Défaillance et rupture des dents d'engrenages

La durée de vie des engrenages peut être réduite par éraillure ou adhésion sévère (*scuffing* en anglais), fatigue de contact (*pitting*), usure de contact (*fretting*), abrasion, corrosion mais aussi par déformation plastique et rupture (fatigue en pied de denture ou rupture en surcharge). Ces mécanismes ne sont pas forcément indépendants et plusieurs peuvent se produire conjointement ou bien un mécanisme peut en amorcer un autre. Par exemple, la fatigue de contact et l'éraillure peuvent endommager la dent au point d'engendrer des forces dynamiques qui entraînent sa rupture en fatigue.

1.6.4.2.1 Mécanismes d'usure

Les engrenages peuvent présenter la gamme complète des mécanismes d'usure existants. Les plus courants limitent la capacité des systèmes d'engrenages et ils sont utilisés pour définir les conditions sécuritaires de fonctionnement (figure 1.18). Il s'agit de l'adhésion, de sa forme la plus bénigne jusqu'à l'éraillure, de l'usure par abrasion et de la fatigue de contact (Fowles 1983; Errichello 1992).

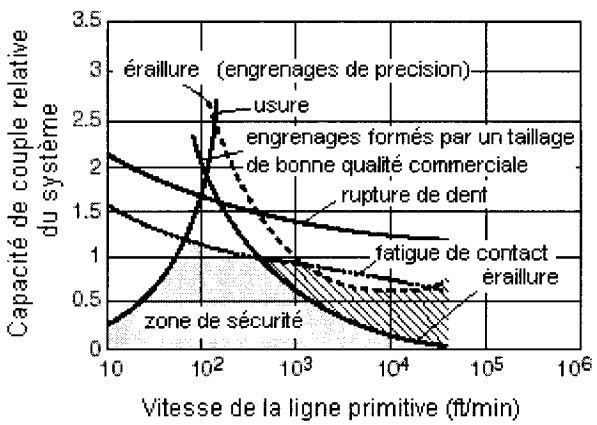


Figure 1. 18. Zone de sécurité typique d'engrenages à roue droite et hélicoïdale durcis dans la masse (180-350 HB) (Parrish 1999)

L'usure d'adhérence se produit quand les protubérances sur les surfaces de contact sont suffisantes pour provoquer une déformation plastique locale, qui génère de la chaleur, et de l'adhésion. Elle est modérée si elle reste confinée aux couches d'oxydes superficielles et que le métal n'est pas exposé. L'usure est considérée comme catastrophique quand le

profil usé de la dent crée de fortes charges dynamiques ou quand l'épaisseur de la dent diminue à tel point qu'il se produit de la fatigue en flexion. En général, des lubrifiants de grande viscosité diminuent de façon significative l'usure d'adhérence à faible vitesse. Pour résister à ce type d'usure, il faut une surface dure, susceptible de réduire la surface de contact, et chimiquement non compatible avec l'acier d'engrenage (Schey 1983). L'adhésion sévère se produit quand le lubrifiant ne suffit plus à séparer les corps en contact. Le frottement augmente, la puissance requise par le système d'engrenages aussi et la vitesse du système diminue. L'éraillure peut mener au grippage. Les surfaces se soudent et de larges fragments de matière sont arrachés de l'une des dents.

L'abrasion à deux corps se produit quand un pignon rugueux et durci superficiellement entraîne une roue d'engrenage en acier doux ou quand une vis sans fin durcie superficiellement engrène une roue en bronze. La solution consiste alors à améliorer le fini de surface du matériau le plus dur pour limiter son effet abrasif sur le matériau antagoniste. L'abrasion à trois corps peut être causée par la présence de particules dures et angulaires, par exemple de sable ou de calamine, dans le lubrifiant. Pour éviter cela, le lubrifiant est filtré (Fowles 1983). Les particules abrasives sont souvent des débris d'usure dont la formation peut être diminuée par un traitement de surface qui augmente la dureté, par un fini poli ou par des lubrifiants de haute viscosité et très propres.

Une surface usée par la fatigue de contact se caractérise par la présence de cratères ou de piqûres en forme de coquilles d'huîtres. Une fissure se propage sous la surface avant d'émerger en arrachant une écaille de matière et en laissant un trou sur le flanc de la dent. Le *pitting* ou la piqûration se manifeste rarement avant 10 000 cycles de contact (Dowling 1996). Les régions les plus sensibles se situent de part et d'autre du cercle primitif, là où une pression de roulement très importante est associée à un mouvement de glissement (Wilkinson et Olver 1999b; 1999a). L'arête au sommet de la dent est souvent atténuée par un rayon pour adoucir la prise de contact sur le flanc conjugué et mieux répartir la pression. Même si la contrainte de cisaillement maximale totale (roulement + glissement) se situe sous la surface, les piqûres s'amorcent généralement en surface sous l'effet de l'interaction entre les protubérances. Cependant, si le fini de

surface est très lisse et le film lubrifiant assez épais, les piqûres peuvent s'amorcer sous la surface, généralement sur une inclusion.

La fatigue en sous-couche est caractéristique d'une forme d'usure par fatigue plus sévère que la piqûration et qui touche les aciers ayant subis un traitement de surface. En effet, si le point de cisaillement maximal est proche de la surface, on a piqûration mais s'il est profond, du fait d'une pression de roulement très grande, on a délamination avec un volume usé très important. En roulement pur, la contrainte de cisaillement est maximale sous la surface à la verticale du point primitif. La fissure de fatigue s'amorce donc sous la surface et, plus précisément, à l'interface entre le cœur et la surface durcie si le matériau a subi un traitement de surface. La fissure se propage à l'interface avant de rejoindre la surface et de provoquer la délamination ou perte de larges fragments de surface traitée.

1.6.4.2.2 Fatigue en pied de denture

La rupture en fatigue flexion représente 32 % des cas de rupture sur plus de 1 500 engrenages analysés (Farfan *et al.* 2004). La rupture se traduit par l'arrachement de la dent suite à l'amorçage d'une fissure dans la région du pied de denture, siège d'une concentration de contrainte (norme AGMA 110). Parmi les conditions pouvant mener à la rupture, les plus importantes sont une contrainte en pied de denture supérieure à la limite de fatigue et la présence de concentrations de contraintes (entaille, inclusions, fissures de trempe, contraintes résiduelles de tension…).

La fissure de fatigue s'amorce en pied de denture et se propage sous forme semi-elliptique ou quart elliptique selon que le site est sur le flanc de la dent ou sur une extrémité. L'amorçage et la propagation d'une fissure bande sont moins fréquents du fait de la largeur non négligeable du flanc. Par contre, plusieurs fissures semi-elliptiques amorcées en divers points du flanc peuvent coalescer et former une fissure bande. Un cas « classique » de rupture de dent en fatigue flexion (Alban 1985) comporte trois étapes. Le site d'amorçage est soit sur la face plane de la dent au niveau du rayon de courbure, soit à mi-distance des deux faces si la charge est uniformément répartie sur la

largeur du flanc. La fissure amorcée se propage d'abord perpendiculairement à la surface du pied de denture puis elle bifurque pour émerger au pied de denture opposé de la même dent. La dent fissurée fléchit un peu plus à chaque cycle jusqu'à ce que la charge soit reportée sur la dent adjacente où une nouvelle fissure s'amorce jusqu'à provoquer l'arrêt et la ruine du système. La résistance à la fatigue en pied de denture est souvent caractérisée par des essais en flexion rotative ou par des essais à grandeur réelle.

1.6.4.3 Traitement de surface : le cahier des charges

La lubrification est parfois insuffisante à régler les problèmes d'usure. Un des traitements de surface répertoriés sur le tableau 1.1 est alors appliqué à un ou plusieurs des composants du système. Parmi les traitements les plus utilisés, la trempe superficielle, la cémentation et la nitruration augmentent considérablement la zone de sécurité des engrenages (figure 1.18) par rapport aux engrenages durcis dans la masse (figure 1.17).

Une surface résistante à l'abrasion doit répondre à plusieurs exigences. D'une part, elle ne doit pas être trop rugueuse sous peine de créer de l'abrasion à deux corps et d'autre part, elle doit être assez dure pour ne pas générer de débris ou de troisième corps. La dureté superficielle exigée est en général de 60 HRC pour une dureté à cœur de 30 à 40 HRC. L'engrenage de base doit avoir un fini de surface soigné et le traitement de surface ne doit pas introduire de rugosité qui ne puisse être supprimée par rectification. La rugosité est néfaste non seulement en abrasion mais aussi en fatigue de contact car elle augmente la pression de contact locale et fournit des sites potentiels d'amorçage à la fissuration. De plus, la résistance en corrosion de la surface peut être une exigence. En effet, les piqûres caractéristiques de la fatigue de contact peuvent être amorcées par la corrosion si le lubrifiant n'assure pas son rôle protecteur. Le traitement de surface doit être plus profond que le point de cisaillement maximal sous la ligne primitive et que l'effet d'entaille au pied de denture. La profondeur de traitement optimale dépend donc principalement de la géométrie (plus la dent est large, plus le traitement de surface doit être profond), de la charge maximale en service et des duretés de la surface traitée et du

cœur (norme AGMA et ANSI 2004). La profondeur de traitement est, par ailleurs, limitée par la tendance à l'arrachement du sommet de la dent. En effet, du fait de sa géométrie, l'angle au sommet est plus profondément traité que le reste du flanc et il est donc plus fragile.

Tableau 1. 1. Matériaux d'engrenages et traitements de surface (Blau 1992)

Matériau	Traitement thermique ou de surface	Dureté superficielle minimale	
		HRC	HB
Acier	Trempe (dans la masse) et revenu	. . .	180-400
	Durcissement superficiel à la flamme ou par induction	50-54	. . .
	Cémentation	55-60	. . .
AISI 4140	Nitruration	48	. . .
AISI 4340	Nitruration	46	. . .
Fonte	Brut de fonderie	. . .	175-200
Fonte à graphite sphéroïdal	Recuit, trempe et revenu	. . .	140-270
Fonte malléable (perlitique)	. . .	. . .	165-240

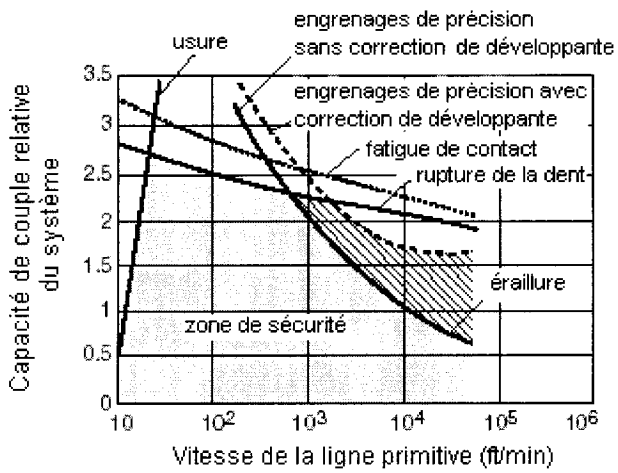


Figure 1. 19. Zone de sécurité typique d'engrenages à roue droite et hélicoïdale après traitement de surface (Parrish 1999)

Le durcissement superficiel est fréquemment utilisé sur les engrenages. Les sources de chaleur utilisées sont le chalumeau, l'induction et, plus rarement, le faisceau laser. Le chalumeau tend à traiter la dent en profondeur presque dans la masse, ce qui peut la fragiliser. L'induction permet de traiter les différentes zones de la dent de façon plus

sélective et à une profondeur mieux contrôlée. La surface durcie est souvent profonde (de 1 à 3 mm) par rapport à la largeur de la dent. L'inhomogénéité de la profondeur traitée peut poser problème. Si seuls les flancs de la dent sont durcis, la résistance à l'usure est augmentée mais pas la résistance en fatigue. Quant au chauffage superficiel au laser, il permet d'obtenir une surface martensitique dure et d'épaisseur contrôlée tout en introduisant moins de distorsion que les autres méthodes de chauffage. Néanmoins, la maîtrise du balayage du faisceau rend son utilisation complexe. La surface est traitée en plusieurs passes de chauffage, ce qui implique que la passe précédente subit un revenu dans la zone de recouvrement du faisceau. Les promoteurs de cette technique (Cooper 1992) affirment que ces zones adoucies sont bénignes à condition d'être situées dans des zones non critiques de la pièce. Il faudrait par conséquent traiter tout le flanc de la dent en une seule passe, ce qui n'est certainement pas réalisable pour de gros engrenages.

Un traitement de surface thermochimique appliqué à un engrenage en acier (Dudley et Townsend 1991) confère à la dent une dureté locale de 60 HRC alors que la dureté du cœur est de seulement 35 HRC. Deux types de traitements de surface sont couramment appliqués aux engrenages : la cémentation et la nitruration. Les exigences vis-à-vis de chaque procédé ne sont pas les mêmes.

La cémentation est un des traitements contre l'usure les plus employés sur les engrenages (Errichello 1992). La large gamme de profondeurs de traitements possibles rend la cémentation attractive du point de vue de la résistance à la fatigue de contact et à la fatigue en pied de denture. La profondeur de cémentation nécessaire est fonction de la géométrie de l'engrenage; pour chaque taille de dent, il existe une profondeur optimale. Une couche cémentée trop épaisse peut fragiliser le sommet de la dent mais une couche trop mince diminue la résistance en fatigue et la résistance à la corrosion. La cémentation présente l'inconvénient d'augmenter le coût de production des engrenages qui doivent être rectifiés pour éliminer la distorsion induite par le traitement.

Pour les gros engrenages, la profondeur de traitement optimale telle que définie par les normes ASTM réclamerait des temps de nitruration prohibitifs et la cémentation est

donc préférée; toutefois cette restriction ne s'appliquerait qu'à des engrenages de pas diamétral inférieur à 4, le pas diamétral étant le rapport du nombre de dents de l'engrenage sur le diamètre du cercle primitif exprimé en pouces. D'une manière générale, les engrenages nitrurés ne nécessitent pas une profondeur de traitement aussi importante que les engrenages cémentés. Selon Dudley (1984), des engrenages dotés d'une couche nitrurée relativement mince se comportent aussi bien en fatigue que des engrenages cémentés en profondeur. La nitruration possède, par rapport à la cémentation et les traitements de trempe superficielle, l'avantage d'introduire peu de distorsion. Elle confère une bonne résistance à l'usure en lubrification aléatoire. Par ailleurs, sa résistance en fatigue de contact et à l'abrasion concurrence celle obtenue par d'autres traitements. Des essais sur des engrenages à faible vitesse ont montré que les aciers nitrurés ont une meilleure résistance à l'usure d'adhérence que les aciers cémentés (Errichello 1992). En particulier, ils ont souvent la meilleure résistance au grippage (Nitralloy 135M). Selon Dawes *et al.* (1979), cette amélioration est surtout due à la structure et à l'épaisseur de la couche blanche; celle-ci limiterait la tendance à l'adhésion par rapport au métal de base. Sur un acier bas carbone, la meilleure résistance au grippage est obtenue pour une couche monophasée ε supérieure ou égale à 15 μm (*Ibid.*). Le grippage dépend d'une température critique qui est surtout contrôlée par le lubrifiant dont la surface traitée doit assurer la rétention et la répartition; la rétention peut être favorisée par des porosités de la couche tandis que la répartition nécessite un fini de surface uniforme. La dureté de la couche blanche améliore la résistance à l'abrasion tandis que la résistance à la fatigue de contact dépend beaucoup de la résistance à la déformation plastique assurée par la couche blanche mais surtout par la couche de diffusion (Hoffman et Mayr 1992).

Afin de profiter des potentiels des différents traitements de surface, on assiste à un développement de traitements « composites » qui associent plusieurs traitements.

Utilisé seul, le grenaillage de précontrainte n'augmenterait que faiblement la dureté. De plus, il ne peut jouer sur le coefficient de frottement ou augmenter la résistance à l'adhésion de la surface de façon significative puisqu'il n'en modifie pas la chimie.

Toutefois, les importantes contraintes résiduelles de compression qu'il introduit sont utiles pour augmenter la résistance à la fatigue en pied de denture. C'est pourquoi, le grenaillage, quant il est utilisé, suit généralement un traitement de trempe superficielle ou de cémentation. Cependant, il faut s'assurer que le traitement de précontrainte, du fait d'une grenaille brisée ou présentant des arêtes vives, n'introduise pas de rugosité ou de défauts de surface susceptibles de générer des concentrations de contraintes et d'amorcer des fissures ou des piqûres.

Un traitement duplex de cémentation suivie d'une nitruration réalisé sur un engrenage en AISI M50NiL augmente d'environ 10 % la pression de contact admissible par rapport au même engrenage après cémentation seule (Wilkinson et Olver 1999a). La nitruration permet d'obtenir une dureté superficielle très élevée (1 000 HV) et une bonne résistance en fatigue de contact tandis que la cémentation donne un traitement profond (1,5 mm ou plus) qui, selon Wilkinson, serait bénéfique contre la fatigue en pied de denture. L'amélioration de la résistance à la fatigue de contact d'échantillons simulant les flancs des dents d'engrenages se traduit par l'inhibition de l'amorçage des fissures de surface. Cette inhibition est attribuée à la dureté élevée et aux contraintes résiduelles de compression engendrées par la nitruration. Même après 10^7 cycles de sollicitation, les essais sur des engrenages réels ayant subi le traitement duplex ne montrent qu'une usure légère caractérisée, principalement, par des micropiqûres dans la région du *dedendum*.

II ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE : FATIGUE DES ACIERS À SURFACE AMÉLIORÉE

2.1 FATIGUE DU MÉTAL DE BASE SUR BORD LISSE

Bien que la fissuration interne en œil-de-poisson soit fréquemment observée sur des pièces nitrurées, ce mécanisme n'est pas l'apanage des métaux dont la surface a été renforcée. Il représente le mécanisme de fatigue dominant dans les aciers ou alliages à haute résistance sollicités à une contrainte inférieure ou proche de la limite d'endurance conventionnelle ou sollicités à basse température (Umezawa et Nagai 1998).

2.1.1 « LA LIMITE D'ENDURANCE N'EXISTE PAS »

Le concept de limite d'endurance (Bathias 1999) repose sur l'existence d'une asymptote de la courbe de Wöhler vers 10^6-10^7 cycles. Pour de nombreux aciers, cette définition n'est pas rigoureuse mais elle est tolérée car peu de machines de fatigue permettent d'effectuer de si longs essais. Par exemple, la courbe de fatigue de l'acier 4240 ne présente pas d'asymptote. Jusqu'à 10^6 cycles, la rupture en fatigue est due à une fissure amorcée en surface. Pour des durées de vie plus longues ou gigacycliques, la rupture résulte plutôt d'une fissure amorcée en interne sur un défaut ou une inclusion non métallique (figure 2.1). Cette fissure interne est caractérisée par sa forme circulaire dite en œil-de-poisson.

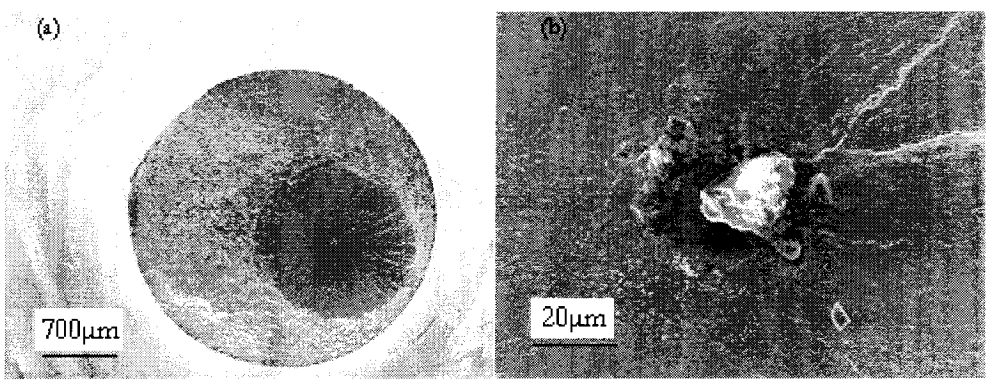


Figure 2. 1. (a) Œil-de-poisson dans un acier 4240 amorcé sur (b) une inclusion (σ_{max} = 800 MPa, R_σ = -1, N_f = 5,75×10^8 cycles) (Bathias 1999)

Shiozawa *et al.* (2001) ont étudié le comportement en fatigue d'un acier allié JIS SUJ2 à haute teneur en chrome sollicité en flexion rotative. La courbe de fatigue obtenue peut être représentée comme la superposition de deux courbes (figure 2.2) : une première courbe est associée à la fissuration en surface par glissement à l'intérieur d'un grain et une deuxième courbe est associée à la fissuration interne. Les deux mécanismes de fissuration coexistent à une même contrainte et l'apparition de l'un ou de l'autre dépend de la probabilité dudit mécanisme au niveau de contrainte considéré (*Ibid.*).

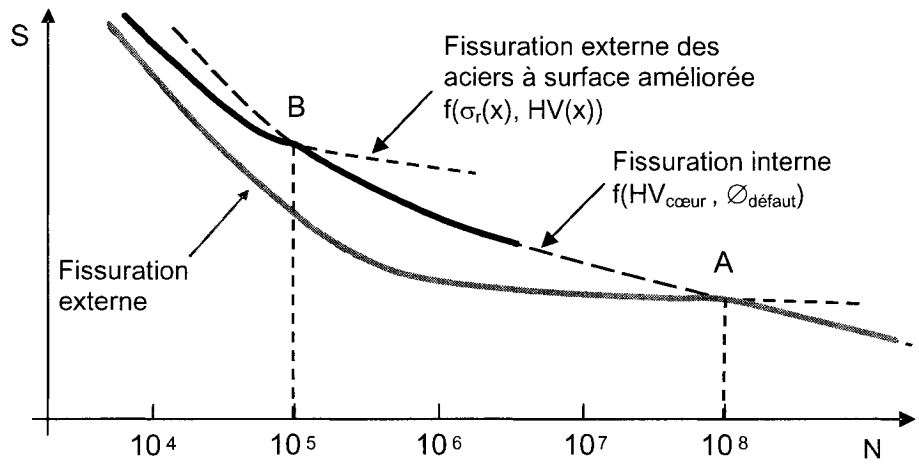


Figure 2. 2. Courbe S-N (en gris) constituée par la superposition de la courbe associée à la fissuration externe et de celle associée au mécanisme interne

Une transition sous forme de palier est parfois visible; elle peut être assimilée à la limite d'endurance de la surface (Nishijima et Kanazawa 1999). La limite de fatigue conventionnelle, en surface, est parfois définie comme la contrainte critique pour laquelle les microfissures amorcées sont arrêtées. Elle dépend de la microstructure, de la dureté et des contraintes résiduelles. La déformation plastique cyclique en contrainte plane, étant très petite à partir de 10^9 cycles, ne suffit plus à amorcer une fissure. Les défauts internes entrent alors en compétition avec la surface (Bathias 1999). Bien que le mode de rupture interne se rencontre surtout dans le domaine des très grandes durées de vie (10^7-10^9 cycles), un traitement de surface peut, en décalant la courbe associée au mécanisme externe à des durées de vie plus longues, déplacer la transition entre les

mécanismes externe et interne (point A de la figure 2.2) à des durées de vie aussi courtes que 10^4 à 10^5 cycles (point B) (*Ibid.*; Wang, Bérard, Dubarre *et al.* 1999).

2.1.2 MÉCANISME DE FISSURATION INTERNE EN FATIGUE À TRÈS GRAND NOMBRE DE CYCLES

Tanaka et Mura (1982) distinguent trois scenarii possibles pour l'amorçage d'une fissure sur une inclusion. Premièrement, s'il y a décohésion de l'interface entre l'inclusion et la matrice dès les premiers cycles de fatigue, une fissure se propage de l'inclusion vers la matrice sous l'effet de la concentration de contraintes créée par l'inclusion; la majeure partie de la durée de vie sera consacré à l'amorçage d'une fissure dans la matrice. Deuxièmement, si l'interface est suffisamment forte pour ne pas rompre immédiatement, les dislocations s'accumulent dans la matrice et cette accumulation autour de l'inclusion qui bloque leur mouvement entraîne la décohésion ou la fissuration de ladite inclusion. Enfin, troisièmement, l'amorçage de fissure sans rupture de l'inclusion ni décohésion de l'interface est aussi observé.

Dans les aciers dont la surface n'a pas été renforcée, le mécanisme de fissuration interne n'est observé que pour des durées de vie très longues. En effet, pour des durées de vie inférieures à environ 10^8 cycles (figure 2.2), le mécanisme de fissuration externe est plus rapide et il est donc responsable de la rupture de la pièce. Après avoir réalisé des essais en flexion rotative sur un acier 1Cr0,5Mo cémenté, Nishijima et Kanazawa (1999) expliquent la longévité des fissures internes par rapport aux fissures externes par des effets mécaniques et environnementaux. L'effet mécanique provient d'un facteur d'intensité de contrainte plus faible à cœur qu'en surface pour une même taille de défaut; il est encore plus grand dans le cas d'une sollicitation en flexion rotative car la contrainte disponible en interne est toujours inférieure à celle appliquée en surface (Congleton et Chen 1990). L'effet environnemental est dû à l'influence de l'environnement (le vide pour la fissuration interne et l'air ambiant pour la surface) sur l'amorçage et la propagation des fissures.

Billaudeau et Nadot (2004) considèrent que l'effet mécanique est pratiquement négligeable. Ils constatent que, dans une fonte sollicitée en traction-compression, une fissure amorcée sur un défaut interne a la même durée de vie qu'une fissure amorcée sur un défaut de surface dix fois plus grand à une même contrainte appliquée. L'effet mécanique ne peut à lui seul expliquer une augmentation de durée de vie aussi grande entre des défauts de taille identique alors que les facteurs d'intensité de contrainte pour une fissure semi-circulaire de surface et une fissure interne en forme de pièce de monnaie ou *penny-shaped* sont peu différents. Les auteurs comparent une fissure de surface de profondeur a avec une fissure circulaire interne de diamètre $2a$ alors qu'il vaudrait mieux comparer les facteurs K_I pour des fissures de même superficie.

Billaudeau et Nadot (2004) attribuent la longévité interne à un effet principalement environnemental. Des fissures amorcées sur des défauts de fonderie ont une vitesse de propagation beaucoup plus grande dans l'air que dans le vide. L'agressivité de l'air serait due à la présence de vapeur d'eau et d'hydrogène. L'environnement dans lequel évolue une fissure interne équivaut à un vide poussé. Murakami *et al.* (1999) suggèrent qu'en interne, l'absence d'oxydation et la présence éventuelle de contraintes résiduelles influencent fortement la durée de vie. Shiina *et al.* (2002) ont sollicité sous vide et en chargement axial ($R_\sigma = 0{,}1$) des éprouvettes de 4340. Certaines des fissures de surface, amorcées sur des inclusions ou sur des éraflures, ont des durées de vie comparables et des faciès de rupture identiques aux fissures internes. Alors que dans l'air, la rupture est transgranulaire fragile, sous vide, elle a un aspect ductile. Une fissure interne peut donc raisonnablement être étudiée comme une fissure de surface évoluant dans une atmosphère inerte.

Alors que l'effet de l'environnement sur l'amorçage reste controversé, son effet sur la propagation est unanimement reconnu (Petit *et al.* 1994). La propagation en fatigue est plus lente dans le vide si une partie du cycle est en compression. Sous vide, l'absence de film d'oxydes permet la régénération par glissement alterné des lèvres de la fissure; une augmentation substantielle du nombre de cycles requis pour amorcer une microfissure est observée. À l'air ambiant, les molécules de gaz actif adsorbées sur les surfaces de

glissement exposées par la fissure restreignent la réversibilité du glissement et accélèrent la croissance de la fissure. Par ailleurs, l'oxydation de la surface révélée par la fissure contribue à l'effet de fermeture. Il y a donc compétition entre l'effet bénéfique de la fermeture induite par l'oxydation et l'effet fragilisant associé à la vapeur d'eau. Pour une température élevée et pour un rapport de charge petit, un seuil de propagation plus faible dans le vide que dans l'air humide peut être observé. Toutefois, à température ambiante, le seuil de propagation est généralement plus faible et la vitesse de propagation plus élevée dans l'air que dans le vide. L'effet de l'environnement est plus prononcé aux faibles vitesses de propagation, c'est-à-dire aux plus basses amplitudes de contrainte, dans des conditions où l'influence de R_σ et de la microstructure est importante. D'autres hypothèses ont été avancées pour expliquer la faible vitesse de propagation dans le vide. Shiina *et al.* (2002) évoquent notamment un émoussement plus important, une augmentation de l'effet de fermeture et de la taille de la zone plastique cyclique et la présence de contraintes résiduelles en fond de fissure.

La transition entre les mécanismes de fissuration externe et interne serait influencée par le gradient de contrainte auquel la pièce est soumise et la rugosité de la surface mais aussi par la présence d'éventuelles contraintes résiduelles, par la dureté du matériau et par l'environnement ou, plus précisément, l'humidité ambiante. En effet, l'augmentation du taux d'humidité (de 5 à 85 %) favorise la fissuration externe et abaisse la contrainte de transition qui disparaît au taux d'humidité le plus élevé où le mécanisme externe est seul observé (Ko *et al.* 2002). Par ailleurs, dans le domaine des très longues durées de vie, les aciers de haute résistance rompent par le mécanisme interne alors que les aciers de faible résistance rompent toujours à partir de la surface (Sakai, Takeda *et al.* 2002). Shiina *et al.* (2002) montrent que, dans un alliage de titane sollicité en traction, le mécanisme interne est d'autant plus probable que le rapport R_σ est élevé. Ainsi à $R_\sigma = -1$, le mécanisme externe prédomine alors qu'à $R_\sigma = 0{,}1$, la transition vers le mécanisme interne apparaît vers 10^7 cycles. Cet effet pourrait être lié aux contraintes résiduelles de compression qui sont soit créées par la traction répétée, soit préexistantes à ce chargement mais non relaxées par lui (Tokaji *et al.* 2000). D'ailleurs, selon Omata *et al.*

(2002), la courbe S-N étagée n'apparaîtrait pas dans des échantillons libres de contraintes résiduelles.

2.1.3 FATIGUE ET INCLUSIONS NON MÉTALLIQUES

Le mécanisme de déformation microscopiquement localisée qui aboutit à l'amorçage d'une fissure interne est toujours associé à une hétérogénéité microstructurale : une inclusion non métallique, une porosité, une particule de seconde phase ou un joint de grains qui provoque une concentration de contraintes (Umezawa et Nagai 1997).

Certaines caractéristiques des inclusions non métalliques sont connues pour influencer la vie en fatigue (Gustavsson et Melander 1992). Leur composition chimique détermine les propriétés physiques telles que l'indice de déformabilité ou le coefficient de dilatation thermique; les fissures s'amorcent plutôt à des oxydes qu'à des sulfures à cause, notamment, des contraintes résiduelles de tension créées au refroidissement. La géométrie de l'inclusion (Collins et Michal 1993; Melander et Olund 1999) détermine l'effet de concentration de contraintes exercé sur la matrice alentour. L'orientation d'une inclusion allongée par rapport à la direction de la charge appliquée est également primordiale; une inclusion allongée de sulfure de manganèse dont le grand axe est parallèle à la direction de sollicitation est peu dommageable au contraire de la même inclusion perpendiculaire à la direction de l'effort. La taille des inclusions est aussi un facteur à considérer, les plus grosses inclusions étant les plus nocives. Enfin, la rupture des particules intervient lorsque la cohésion de l'interface entre la matrice et l'inclusion est forte et peut accélérer le développement de fissures de fatigue; c'est notamment le cas des oxydes. Au contraire, si la liaison est faible, la décohésion émousse le fond de fissure et réduit le facteur d'intensité de contrainte effectif; c'est le cas des sulfures de manganèse (Collins et Michal 1993).

2.1.3.1 Géométrie et position

Par ordre décroissant de nocivité, on distingue généralement les inclusions globulaires de 50 à 100 µm (CaO ou Ca - Al_2O_3), les inclusions brisées ou angulaires de 10 à 30 µm

(Al_2O_3), les inclusions d'Al_2O_3 globulaires et les inclusions déformables de 30 à 50 µm (spinelles et silicates). Les sulfures n'amorcent en général pas de fissures internes (Kiessling et Nordberg 1971; Melander *et al.* 1991). Selon Brooksbank et Andrews (1972), cette innocuité est liée à un coefficient de dilatation thermique plus grand que celui de la matrice qui n'introduit pas de contraintes thermiques à l'interface matrice/inclusion comme nous le verrons un peu plus loin.

L'amorçage de fissures internes est associé à de larges inclusions et, selon Cowling (1986), à celles qui sont les plus proches de la surface non traitée; le facteur d'intensité de contrainte est toujours légèrement plus élevé pour une fissure de surface que pour une fissure interne. Plusieurs auteurs ont cherché à évaluer le diamètre critique d'inclusion au dessous duquel une fissure ne peut s'amorcer ou se propager. Dans un corps infini soumis à une tension statique uniforme, Kiessling et Nordberg (1971) considèrent le cas d'une fissure elliptique :

$$K_I = \frac{Y\sigma\sqrt{\pi a}}{\Phi_0} \text{ avec } \quad \Phi_0 = \int_0^{\pi/2}\left(1-\left(1-\frac{a^2}{b^2}\right)\sin^2\theta\cdot d\theta\right) \qquad \text{Équation 2. 1}$$

La taille critique d'inclusion ($a = D_I$), pour une contrainte appliquée égale à la limite d'élasticité divisée par un facteur de sécurité k', peut être calculée en résolvant l'équation 2.1 quand le facteur d'intensité de contrainte est égal à la ténacité K_{Ic} du matériau :

$$D_I^{critique} = \frac{\Phi_0 k'^2}{Y^2\pi}\left(\frac{K_{Ic}}{R_e}\right)^2 = \frac{\pi k'^2}{4}\left(\frac{K_{Ic}}{R_e}\right)^2 \text{ pour une fissure circulaire} \qquad \text{Équation 2. 2}$$

Pour différents aciers, la taille critique ainsi calculée est de 0,2 à 1 mm pour des inclusions touchant la surface et de 1 à 5 mm pour des inclusions internes.

En fatigue, la taille critique est beaucoup plus faible et peut se calculer en considérant le diamètre d'inclusion pour lequel le facteur d'intensité de contrainte d'une fissure de même taille que l'inclusion atteint le seuil de propagation. Preston (1993) applique ce principe à une fissure circulaire, de dimension égale au diamètre d'une inclusion,

amorcée dans un acier nitrocarburé SS2244 sollicité en flexion cyclique; la contrainte nette σ_{nette} est égale à la somme de la contrainte appliquée et de la contrainte résiduelle à la profondeur considérée:

$$K = 1{,}13\sigma_{nette}\sqrt{\frac{D_i}{2}} \quad \Rightarrow D_i^{critique} = 2\left[\frac{\Delta K_s^{eff}}{1{,}13\sigma_{nette}}\right]^2 \qquad \text{Équation 2. 3}$$

L'application numérique donne un diamètre critique de 110 à 85 µm pour une profondeur de 10 µm à 0,3 mm et un diamètre critique de 85 à 60 µm pour une profondeur de 0,3 à 0,6 mm, soit sous la couche de diffusion. Dans la surface nitrocarburée, malgré une contrainte appliquée élevée, les contraintes résiduelles de compression réduisent le facteur d'intensité de contrainte augmentant la taille critique d'inclusion requise pour atteindre le seuil de propagation. En l'absence d'un traitement de surface, Kiessling et Lange (1963-68, tome 3 p87-94) rapportent que, la taille critique d'inclusion passe de 10 µm juste sous la surface à 30 µm à une profondeur de 100 µm; ce qui est compatible avec le fait qu'une inclusion s'amorce de préférence près de la surface en l'absence d'un traitement.

Notons que cette approche de diamètre critique néglige totalement la nature ou composition chimique de l'inclusion pour ne retenir que l'effet de sa taille et de sa position.

2.1.3.2 Concentration de contraintes

La concentration de contraintes à l'interface matrice/inclusion résulterait, d'une part, d'un effet thermique dû aux différences de contraction entre la matrice et l'inclusion au refroidissement et, d'autre part, d'un effet géométrique dû à la géométrie de l'inclusion.

D'après Kiessling (*Ibid.*), les inclusions génèrent des concentrations de contraintes de la même façon qu'une cavité ou une porosité; la contrainte appliquée n'est pas transmise par l'inclusion et se concentre sur la matrice. Selon Brooksbank et Andrews (1972), le coefficient de concentration de contraintes associé à une inclusion sphérique est proportionnel au rapport des modules d'Young de la matrice et de l'inclusion.

Les différences de nocivité entre inclusions trouvent en partie leurs origines dans les contraintes thermiques. Ces contraintes sont proportionnelles à la différence de dilatation entre l'inclusion et la matrice et dépendent du module d'Young de l'inclusion et de la matrice ainsi que de la forme et de la taille de l'inclusion (*Ibid.*). Si la contraction de l'inclusion au refroidissement est inférieure à celle de la matrice, l'inclusion sera soumise à une pression uniforme d'autant plus élevée que la différence entre les coefficients de dilatation est grande. Selon Kiessling et Nordberg (1971), la contrainte d'origine thermique, qui est tangentielle à l'inclusion sphérique et de même direction que la contrainte appliquée, s'écrit :

$$\sigma = \frac{E_{matrice} \cdot E_{inclusion}\left(\alpha_d^{\,inclusion} - \alpha_d^{\,matrice}\right)\Delta T}{E_{inclusion}\left(1+\nu_{matrice}\right)+2E_{matrice}\left(1-2\nu_{inclusion}\right)} \qquad \text{Équation 2. 4}$$

Les inclusions dont le coefficient de dilatation α_d est inférieur à celui de la matrice génèrent des contraintes résiduelles de traction dans la matrice tandis que celles dont le coefficient est supérieur, comme les inclusions de sulfure de manganèse, génèrent des contraintes résiduelles de compression et forment des cavités. Les aluminates de calcium, l'alumine, les spinelles, les silicates et les nitrures de titane sont parmi les plus néfastes par ordre décroissant de nocivité. Cette classification suit l'ordre des coefficients de dilatation. La formation d'enveloppes de MnS ou de CaS autour des inclusions d'oxydes diminue, de façon substantielle, les contraintes à l'interface entre la matrice et l'inclusion.

2.1.3.3 Réservoirs à hydrogène

L'interface entre une inclusion de sulfure et la matrice constituerait un piège à hydrogène (Kiessling 1989). Quand la pièce est en service, la pression de l'hydrogène autour des inclusions allongées peut favoriser la fissuration de la matrice. Par ailleurs, les inclusions d'alumine ou toute inclusion dure augmenteraient le risque de fragilisation par l'hydrogène dissous.

Sur une fissure en œil-de-poisson, un disque très clair est parfois observé autour de l'inclusion. Gunnarsson, cité par Kiessling et Lange (1964-1968), attribue ce disque à la présence d'hydrogène. L'inclusion retient l'hydrogène en solution solide et, chaque fois que la matrice est en tension, une petite quantité est libérée et diffuse en suivant le chemin de fissuration. Selon Murakami *et al.* (2000a; 2000b), ce disque clair ne trahit que la propagation d'une fissure sous une faible teneur en oxygène. C'est le centre de l'œil-de-poisson au voisinage de l'inclusion, qui, présentant dans certaines conditions une zone sombre (*Optically Dark Area*) d'autant plus large que la durée de vie est longue, serait représentatif d'une fissuration assistée par l'hydrogène. Après une propagation lente favorisée par cette fragilisation à l'hydrogène et par les contraintes résiduelles de tension à l'interface inclusion/matrice dans la zone sombre, la fissure aurait une taille suffisante pour se propager sans l'assistance de l'hydrogène.

2.2 FATIGUE DU MÉTAL DE BASE EN FOND D'ENTAILLE

La présence d'une entaille peut rarement être évitée sur une pièce en service : le pied de denture d'un engrenage, le filetage d'un boulon, un joint soudé, tous ces composants sont soumis à un effet d'entaille. La perturbation exercée sur le champ de contrainte peut être analysée par une méthode analytique ou numérique mais une description purement mécanique n'explique pas l'effet d'entaille en fatigue. Depuis les années 1950, on assiste à de nombreux efforts pour essayer de prédire la limite de fatigue ou la durée de vie d'une pièce entaillée.

2.2.1 DESCRIPTION MÉCANIQUE DE L'EFFET D'ENTAILLE

L'introduction d'une entaille dans une pièce a un effet pire que la réduction de section associée, c'est ce qu'on appelle l'effet d'entaille. Différents paramètres permettent d'en estimer la sévérité.

2.2.1.1 Coefficient théorique de concentration de contraintes K_t

La concentration de contraintes introduite par la présence d'une entaille est mesurée par K_t, le coefficient théorique de concentration de contraintes, qui est égal au rapport de la contrainte/déformation maximale en fond d'entaille sur la contrainte/déformation nominale. Ce coefficient est calculé pour une déformation élastique linéaire :

$$K_t = \frac{\sigma_{\max}}{S} = \frac{\varepsilon_{\max}}{e} \qquad \text{Équation 2. 5}$$

Il ne dépend que de la géométrie et du chargement; il augmente avec la profondeur d'entaille et diminue quand le rayon de courbure en fond d'entaille augmente. Il peut être estimé par la théorie de l'élasticité, par un calcul numérique ou par une méthode expérimentale comme la photoélasticimétrie ou la méthode des jauges. En 1974, Peterson établit, pour diverses configurations géométrie/sollicitation, des abaques utilisés aujourd'hui encore en conception. K_t ne donne la concentration de contraintes que dans une direction. Pour prendre en compte la triaxialité des contraintes au fond d'une entaille en V axisymétrique, il faudrait définir un coefficient pour chaque direction. À l'aide de la contrainte équivalente de Von Mises, un coefficient théorique de concentration de contraintes équivalent peut être défini :

$$K_t^{eq} = \frac{\sigma_{eq}}{S} \qquad \text{Équation 2. 6}$$

2.2.1.2 Champ de contrainte élastique autour d'une entaille

2.2.1.2.1 Distribution de contraintes à partir du fond d'entaille

Le coefficient K_t ne dit rien de la distribution de contraintes à partir du fond d'entaille et ne peut donner une image exacte de la sévérité d'une entaille.

La distribution des contraintes dépend du rayon de courbure ρ, du coefficient théorique K_t, de la profondeur d'entaille t_e et de la taille du ligament devant le fond d'entaille (Xu *et al.* 1995). Pour des pièces de dimensions infinies, la connaissance de ρ et K_t suffit (Schijve 1980); ces deux paramètres caractérisent la sévérité de l'entaille, c'est-à-dire

l'amplitude de la contrainte locale à fond d'entaille, le gradient de contrainte et le volume de matériau sollicité sous forte contrainte. Le long de la bissectrice de l'entaille existe une région, profonde d'environ $0,3\rho$ (Atzori *et al.* 2001), où la distribution des contraintes peut être, approximativement, caractérisée par une fonction $f(x/\rho)$ unique quelque soit la géométrie de l'entaille (figure 2.3) :

$$\frac{\sigma_y}{\sigma_{max}} = f\left(x/\rho\right) \Rightarrow \sigma_y = K_t S \times f\left(x/\rho\right) \qquad \text{Équation 2. 7}$$

avec x, la profondeur sous le fond d'entaille

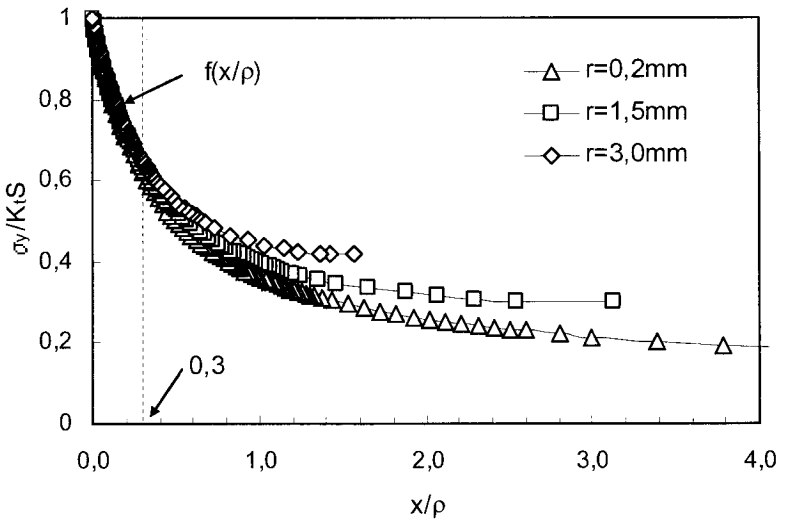


Figure 2. 3. Distributions de contraintes pour trois entailles en V axisymétriques de différents rayons de courbure ρ («*r*» sur la figure)

En s'appuyant sur l'analogie entre fissure et entaille, d'autres équations ont été proposées pour estimer le champ de contrainte élastique en fond d'entaille. Selon Creager et Paris (1967), une fissure émoussée ou une entaille aiguë peut être mathématiquement représentée, par exemple, par un cylindre elliptique dont le rayon de courbure est petit par rapport aux autres dimensions (figure 2.4). La distribution des contraintes élastiques en mode I s'écrit :

$$\begin{Bmatrix}\sigma_x\\ \sigma_y\\ \tau_{xy}\end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\cos\frac{\theta}{2}\begin{Bmatrix}1-\sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3\theta}{2}\\ 1+\sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3\theta}{2}\\ \sin\frac{\theta}{2}\cos\frac{3\theta}{2}\end{Bmatrix} + \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\frac{\rho}{2r}\begin{Bmatrix}-\cos\frac{3\theta}{2}\\ \cos\frac{3\theta}{2}\\ -\sin\frac{3\theta}{2}\end{Bmatrix} \qquad \text{Équation 2. 8}$$

Le premier terme de l'équation 2.8 est caractéristique d'une fissure aiguë tandis que le deuxième représente l'émoussement du fond de fissure, négligeable quand $\rho/r<<1$. Si la profondeur d'entaille et le diamètre minimum de l'éprouvette valent au moins 10ρ, la distribution de la contrainte principale peut être estimée à l'aide de l'équation 2.9 qui découle de l'équation 2.8 :

$$\sigma_y(x) = \frac{\sigma_{max}}{2\sqrt{2}}\left(\frac{x}{\rho}+\frac{1}{2}\right)^{-\frac{1}{2}}\left[1+\frac{1}{2}\left(\frac{x}{\rho}+\frac{1}{2}\right)^{-1}\right]\begin{cases}\sigma_{max} = \sigma_y(\theta=0;r=\rho/2)\\ \sigma_y(x) = \sigma_y(\theta=0;r=x+\rho/2)\end{cases} \qquad \text{Équation 2. 9}$$

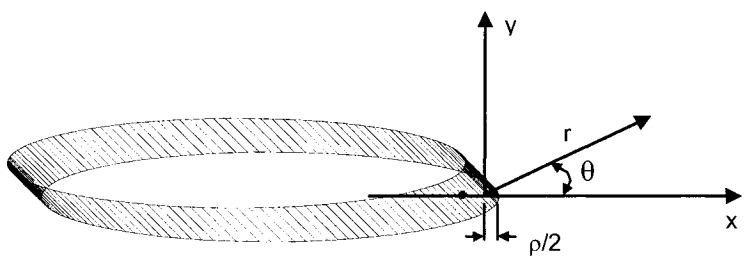


Figure 2. 4. Système de coordonnées et géométrie utilisés par Creager et Paris

Kujawski (1991) modifie l'équation 2.9 pour en étendre l'application aux entailles douces :

$$\sigma_y(x) = {fK_tS}/{2}\left[\left(1+2\frac{x}{\rho}\right)^{-0.5}+\left(1+2\frac{x}{\rho}\right)^{-1.5}\right]\begin{cases}{x}/{\rho} < 0{,}2 \rightarrow f = 1\\ {x}/{\rho} \geq 0{,}2 \rightarrow f = 1+\dfrac{\tan(\pi/2K_t)}{2{,}8}\left(\dfrac{x}{\rho}-0{,}2\right)\end{cases}$$

Équation 2. 10

L'équation 2.10 a été appliquée à différentes géométries d'entaille. La corrélation avec les résultats d'un calcul par éléments finis est meilleure quand l'entaille est aiguë mais

elle reste raisonnable même pour des entailles dont le coefficient K_t est de seulement 1,7 (Shin 1994).

À l'aide de la méthode de Muskhelishvili basée sur les fonctions complexes, Lazzarin et Tovo (1996) proposent une solution analytique pour des entailles en V d'angle d'ouverture ψ dans des échantillons plats sollicités en tension (figure 2.5) :

$$\begin{Bmatrix}\sigma_\theta\\ \sigma_r\\ \tau_{r\theta}\end{Bmatrix}=\frac{\sigma_{\max}}{4}\left(\frac{r}{r_0}\right)^{\lambda_1-1}\left[\begin{Bmatrix}(1+\lambda_1)\cos(1-\lambda_1)\theta\\ (3-\lambda_1)\cos(1-\lambda_1)\theta\\ (1-\lambda_1)\sin(1-\lambda_1)\theta\end{Bmatrix}+\chi_1(1-\lambda_1)\begin{Bmatrix}\cos(1+\lambda_1)\theta\\ -\cos(1+\lambda_1)\theta\\ \sin(1+\lambda_1)\theta\end{Bmatrix}\right.$$
$$\left.+\left(\frac{r}{r_0}\right)^{\mu_1-\lambda_1}\left[(3-\lambda_1)-\chi_1(1-\lambda_1)\right]\begin{Bmatrix}\cos(1+\mu_1)\theta\\ -\cos(1+\mu_1)\theta\\ \sin(1+\mu_1)\theta\end{Bmatrix}\right] \qquad \text{Équation 2. 11}$$

avec $\chi_{ik}=-\sin(1-\lambda_{ik})q_\psi\frac{\pi}{2}\Big/\sin(1+\lambda_{ik})q_\psi\frac{\pi}{2}$ et $r_0=\left(1-q_\psi^{-1}\right)\rho$

et q_ψ, constante fonction de l'angle ψ de l'entaille

λ_1, valeur propre de Williams

μ_1, paramètre fonction de ψ

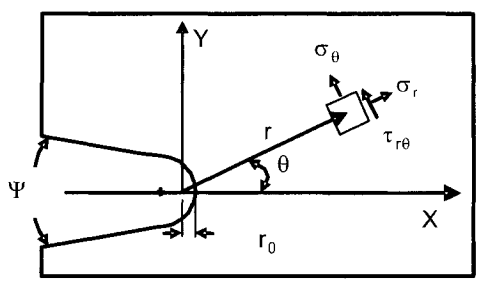


Figure 2. 5. Système de coordonnées et géométrie utilisés par Lazzarin et Tovo

2.2.1.2.2 Gradient de contrainte

La pente de la distribution de contraintes à partir du fond d'entaille représente la rapidité avec laquelle la contrainte locale décroît quand on s'éloigne du point chaud. On utilise souvent le gradient relatif mesuré à $x = 0$ et normalisé par rapport à la contrainte maximale :

$$\chi = -\frac{1}{\sigma_{\max}}\left(\frac{d\sigma_y}{dx}\right)_{x=0} = -\frac{1}{\rho}f'(0) \qquad \text{Équation 2. 12}$$

Le tableau 2.1 montre que $\chi\rho$, c'est-à-dire la pente de la fonction $f(x/\rho)$ définie par l'équation 2.7, dépend peu de la géométrie d'entaille mais plutôt du type de sollicitation et, s'il y a lieu, d'une dimension de la pièce, qui est égale au diamètre D pour une éprouvette cylindrique (Klesnil et Lukás 1980).

Tableau 2. 1. Expression du gradient de contrainte

en traction	$\chi\rho \approx 2$
en flexion	$\chi \approx 2/\rho + 2/D$
en torsion	$\chi \approx 1/\rho + 2/D$

2.2.2 EFFET D'ENTAILLE EN FATIGUE

2.2.2.1 Coefficient effectif de concentration de contraintes K_f

L'expérience montre que la limite d'endurance d'un composant entaillé ne dépend pas seulement de K_t qui est calculé pour un matériau homogène et continu alors que le matériau réel est anisotrope, inhomogène et sensible au temps et à la température (De la Cruz 1990). En fait, le rapport des limites d'endurance entre un bord lisse et une entaille est représenté par un coefficient effectif de concentration de contraintes K_f:

$$K_f = \frac{S_D^{lisse}}{S_D^{entaille}} \qquad \text{Équation 2. 13}$$

Ce coefficient dépend non seulement du rayon de courbure de l'entaille mais aussi de la résistance du matériau. Il se mesure pour une contrainte moyenne nulle et pour une durée de vie au moins égale à 10^6 cycles. Inférieur au coefficient K_t, il ne tend vers celui-ci que pour des entailles douces et des matériaux de grande résistance.

L'écart entre les coefficients théorique et effectif est généralement attribué à la déformation plastique locale en fond d'entaille, au gradient de contrainte et à la présence

d'un état de contrainte multiaxial en surface (Heywood 1962). Il est maximal quand l'entaille est comparable à une fissure et que la durée d'amorçage est négligeable.

La contrainte locale ne peut dépasser la limite d'élasticité. Si de la plasticité cyclique se produit, la redistribution des contraintes diminue le coefficient effectif K_f et augmente la déformation locale (Hertzberg 1989). La déformation plastique et la diminution subséquente de l'acuité t_e / ρ du fond d'entaille diminuent l'amplitude de contrainte effective de sorte qu'en fatigue oligocyclique, l'entaille se comporte souvent comme un bord lisse (De la Cruz 1990).

La durée de vie n'est pas contrôlée par la contrainte maximale en surface. La contrainte diminue rapidement depuis le fond d'entaille et une fissure se propagera plus lentement dans un champ de contrainte décroissant à partir d'une entaille aiguë que dans un champ de contrainte uniforme à partir d'un bord lisse. La similitude des facteurs d'intensité de contrainte entre bord lisse et fond d'entaille n'est valide que pour de petites fissures de longueur inférieure à 0,1-0,2ρ (Stephens *et al.* 2001) ou à a_c, la longueur de transition entre une fissure se propageant sous l'influence de la concentration de contraintes et une fissure se propageant sous l'effet de la contrainte nominale (Dowling 1979). L'écart entre K_f et K_t peut donc s'expliquer par un effet de propagation dans un champ de contrainte décroissant.

La relation entre K_f et K_t donne une mesure de la sévérité avec laquelle une pièce est affectée par la présence d'une entaille. Elle peut s'écrire à l'aide d'un indice de sensibilité à l'entaille q introduit par Neuber :

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \qquad \text{Équation 2. 14}$$

La valeur de q varie entre 0 pour un matériau insensible ($K_f = 1$) et 1 pour un matériau totalement sensible ($K_t = K_f$). Elle dépend non seulement du matériau mais aussi de la taille et de la géométrie de l'entaille. Les matériaux durs sont généralement plus sensibles car ils ont une capacité limitée pour la déformation plastique et l'émoussement du fond de fissure (Frost *et al.* 1974). Par contre, les matériaux insensibles ont la

capacité de se déformer plastiquement à chaque cycle, ce qui réduit la contrainte maximale au-dessous de K_tS.

2.2.2.2 Effet d'entaille selon la durée de vie

Le coefficient effectif K_{fN} pour une durée de vie N a une valeur comprise entre 1 et K_t. L'effet d'entaille, maximal à la limite d'endurance, diminue progressivement jusqu'à disparaître pour une durée de vie courte (1 000 cycles) avec l'augmentation de la déformation plastique cyclique.

Pour une durée de vie entre 10^6 et 10^8 cycles, l'endurance en fond d'entaille peut être estimée par l'endurance sur bord lisse que divise le coefficient K_t à condition que l'entaille ne soit pas trop aiguë. Près de la limite de fatigue, K_{fN} est influencé par l'effet d'échelle. La prédiction de l'effet d'entaille à une durée de vie intermédiaire est plus complexe. Dans la zone intermédiaire entre l'endurance et la rupture statique, le comportement est contrôlé par la redistribution de contraintes provoquée par l'écoulement plastique. D'après Dowling (1993), trois cas de figure se présentent selon l'importance de l'écoulement plastique :

- il n'y a pas d'écoulement plastique : $K_tS \leq R_e \Rightarrow K_{fN} = K_t$
- un écoulement plastique localisé se produit : $K_tS > R_e \Rightarrow K_{fN} = R_e/S$
- l'écoulement plastique est généralisé : $S = R_e \Rightarrow K_{fN} = 1$

Le premier cas se produit à la limite d'endurance, le troisième à la traction monotone ou rupture statique et le deuxième pour une durée de vie intermédiaire. Pour les longues durées de vie, un écart entre K_f et K_t peut subsister malgré une plasticité généralement faible.

2.2.2.3 Effet d'échelle

L'effet d'entaille a d'abord été étudié sur de petites éprouvettes de flexion rotative avec un rayon de courbure aussi faible que 0,1 mm. Dès les années 1930, on savait pourtant que des pièces massives avec un rayon d'entaille plus grand mais un même coefficient

K_t pouvaient avoir une limite de fatigue inférieure (Schijve 2001). Des entailles géométriquement semblables mais de taille différente auront un même coefficient K_t mais le coefficient K_f sera d'autant plus faible que la pièce est petite (Frost 1959). L'effet d'échelle était mis en évidence.

L'effet d'échelle est dû, notamment, au gradient de contrainte introduit par l'entaille (Hertzberg 1989) et dont l'effet sur la propagation des fissures a été évoquée au paragraphe précédent. Il s'atténue, voire disparaît, quand le diamètre de l'éprouvette augmente et que le gradient s'adoucit; la résistance des échantillons les plus larges tend vers S_D^{lisse}/K_t. D'une manière générale, l'écart entre K_t et K_f se creuse avec l'augmentation du gradient de contrainte, que cette augmentation soit due à la diminution de la taille de la pièce entaillée ou à la diminution du rayon de courbure en fond d'entaille. Selon Schijve (1980), ce phénomène ne s'explique pas seulement par un effet de propagation mais par des effets de plasticité et de volume de matériau sollicité. Les grains en avant du fond d'entaille sont moins sollicités et fournissent un effet de soutien ou de support aux grains de la surface en limitant leur déformation (Frost *et al.* 1974). Plus le gradient de contrainte est abrupt, plus le volume de matériau élastique est grand et plus la restriction qu'il exerce sur la surface est forte. De plus, le volume de matériau et la surface libre sollicités à forte contrainte diminuent.

Heywood (1962) remarque qu'en flexion, l'effet d'échelle pose un problème supplémentaire car même le bord lisse y est sensible du fait du gradient de contrainte appliquée. Quelle limite d'endurance sur bord lisse choisir sachant que celle-ci augmente quand la section de l'éprouvette diminue? Si on considère des éprouvettes de même section que les éprouvettes entaillées, pour un petit diamètre, K_f est surestimé parfois au-dessus de K_t et pour un large diamètre, K_f est sous-estimé (<1). La résistance intrinsèque du matériau est toujours mieux établie à l'aide d'un essai de fatigue axiale.

2.2.2.4 Contrainte moyenne et contraintes résiduelles

En général, le coefficient de concentration de contraintes effectif K_f et l'indice de sensibilité à l'entaille q sont donnés pour une contrainte alternée symétrique (R_σ = -1).

Avec une contrainte moyenne, l'écoulement plastique, plus probable, peut causer une redistribution des contraintes qui diminue K_f. Dans un premier temps, le coefficient K_f augmente avec une contrainte moyenne de tension puis il se stabilise ou diminue lentement quand la contrainte moyenne dépasse une certaine valeur. Pour une contrainte moyenne de compression, le coefficient K_f diminue rapidement quand la contrainte moyenne augmente en valeur absolue et peut même devenir inférieur à 1.

Si un chargement provoque une déformation plastique locale, le retour élastique du matériau crée, dans les régions les plus déformées, des contraintes résiduelles de signe opposé à celui de la charge (Dowling 1993). Les contraintes résiduelles de compression augmentent la résistance en fatigue en fond d'entaille alors que leur effet sur bord lisse est moindre. Elles auront plus d'influence sur la propagation dans un matériau élastique que sur l'amorçage en fond d'entaille où l'importante déformation locale peut les relaxer. Pour un acier doux, l'amélioration varie de 90 % pour l'entaille la plus douce à 130 % pour l'entaille la plus aiguë (Fuchs et Stephens 1980). Dans une entaille aiguë, les contraintes résiduelles sont d'autant plus influentes que la propagation occupe une fraction importante de la vie en fatigue. Par ailleurs, l'effet sur un acier dur est deux fois plus grand, les contraintes résiduelles étant d'autant plus stables que la limite d'élasticité est élevée. Les contraintes résiduelles de traction générées par une sous-charge accélèrent l'endommagement plus fortement que ne le prévoit la loi de Miner.

2.2.3 ANALYSE QUANTITATIVE DE L'EFFET D'ENTAILLE EN FATIGUE

2.2.3.1 Approches basées sur la contrainte

Les approches basées sur la contrainte supposent que la vie d'une entaille est contrôlée par l'amorçage. La limite de fatigue se définit soit comme la plus petite amplitude de contrainte capable d'amorcer une fissure se propageant jusqu'à rupture, soit comme la plus grande amplitude de contrainte incapable de former une telle microfissure.

2.2.3.1.1 Prédiction de la limite de fatigue

Selon un principe de similitude, si une sollicitation en fatigue à une amplitude de contrainte nominale S peut amorcer une microfissure sur bord lisse alors la sollicitation qui provoque la même amplitude de contrainte locale (élastique) en fond d'entaille doit amorcer une microfissure. Connaissant la limite de fatigue sur bord lisse S_D^{lisse}, la limite de fatigue en fond d'entaille $S_D^{entaille}$ vaut :

$$S_D^{entaille} = \frac{S_D^{lisse}}{K_t} \qquad \text{Équation 2. 15}$$

Cette approche, basée sur la contrainte nominale sur bord lisse que divise le coefficient K_t, fonctionne assez bien pour des entailles douces. Toutefois, pour des entailles aiguës, l'erreur est d'autant plus grande que le rayon de courbure de l'entaille est faible car la propagation, prédominante au fond d'une entaille pointue, n'est pas prise en compte. Par ailleurs, l'approche néglige la déformation plastique. Pour les durées de vie courtes et intermédiaires, la plasticité cyclique est telle que le coefficient K_{fN} à une durée de vie N est plus petit que K_f à la limite de fatigue.

2.2.3.1.2 Estimation de la courbe S-N

À partir de l'approche de contrainte locale élastique et en utilisant des estimations semi-empiriques de K_f et différents facteurs correctifs, certaines méthodes essaient de prédire la courbe de fatigue au complet.

Ainsi, selon Collins, la courbe S-N en traction-compression d'un acier ductile ($R_m < 1\,200$ MPa) peut être estimée en traçant, sur une échelle semi-logarithmique, une droite entre la résistance à la traction R_m à 1 cycle et $R_m/2$ à 10^6 cycles. En présence d'une entaille, une méthode semblable est appliquée mais en divisant ($R_m/2$) par le coefficient effectif K_f mesuré à 10^6 cycles ou calculé par une méthode de type Peterson qui sera présentée ultérieurement.

Pour prendre en compte l'importance relative de l'effet d'entaille selon la durée de vie, Dowling (1993) reprend les méthodes de Juvinall et de Shigley. Alors que Juvinall

considère que l'effet d'entaille est égal à K_f à 1 000 cycles, Shigley suppose qu'il est négligeable et donc égal à 1. En fait, la résistance en fatigue de l'entaille tend vers celle sur bord lisse à 1 ou 1 000 cycles selon que le matériau est fragile ou ductile (Fatemi *et al.* 2004). La résistance à la traction R_m, que Collins divisait par 2 pour estimer la limite de fatigue sur bord lisse, est multipliée par un facteur $m_{J\text{-}S}$, produit des différents facteurs qui influencent la courbe S-N. Les facteurs de correction (pour le matériau, le type de sollicitation, l'effet d'échelle et le fini de surface) ont été estimés de façon empirique puis tabulés. Le produit $m_{J\text{-}S} \times R_m$ divisé par le coefficient de concentration de contraintes effectif donne la limite de fatigue en fond d'entaille. L'utilisation du facteur $m_{J\text{-}S}$ dans le cas d'une pièce en service est contestable. Est-ce que des valeurs déterminées pour un matériau et une géométrie donnés sont applicables à n'importent quels matériau et géométrie?

2.2.3.1.3 Discussion

L'approche S-N donne de bons résultats aux longues durées de vie, en l'absence de déformation plastique. L'endurance d'entailles douces est assez bien approchée par le rapport S_D^{lisse}/K_t. Cependant, seul l'amorçage des macrofissures est considéré alors qu'au fond d'une entaille aiguë, la propagation représente une part non négligeable de la vie en fatigue. Pour une entaille sévère, la prédiction est plus que sécuritaire et un coefficient empirique K_f est parfois utilisé pour réduire l'erreur. Fatemi *et al.* (2004) notent que la prédiction est peu satisfaisante en présence d'une contrainte moyenne dont l'effet ne peut être correctement estimé à partir de la contrainte moyenne nominale (Dowling 1996). Une analyse rigoureuse requiert la connaissance du comportement $\sigma\varepsilon$ élastoplastique. Pour réduire le conservatisme inhérent à cette approche, de nombreux facteurs de correction empiriques sont introduits. Ces derniers, développés pour des cas précis, ne peuvent raisonnablement être étendus à tous les matériaux et à toutes les géométries d'entaille.

2.2.3.2 Approche par la déformation locale

La déformation en fond d'entaille est souvent inélastique. Pour améliorer la prédiction, il est nécessaire de prendre en compte cette plasticité à l'aide d'une approche de déformation locale. Celle-ci permet de prédire le comportement en fatigue oligocyclique d'entailles douces. Elle suppose que la durée de vie d'amorçage d'une microfissure est déterminée par l'état de la contrainte/déformation locale au point chaud. Une entaille soumise à une σ/ε maximale locale donnée aurait une même durée de vie d'amorçage qu'un bord lisse sollicité au même niveau de σ/ε (figure 2.6). L'approche nécessite de connaître la déformation en fond d'entaille, la loi de comportement du matériau et la courbe de fatigue en déformation contrôlée sur bord lisse.

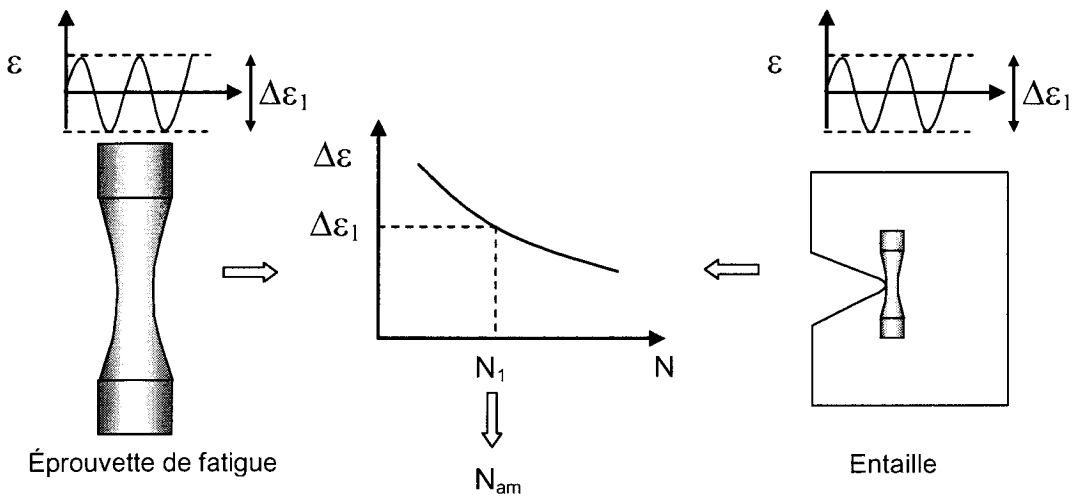


Figure 2. 6. Principe de l'approche par la déformation locale

2.2.3.2.1 Contrainte et déformation en fond d'entaille

Tant que les contraintes et les déformations en fond d'entaille sont élastiques :

$$\sigma_{max} = K_t S \quad \text{et} \quad \varepsilon_{max} = K_t e \qquad \text{Équation 2. 16}$$

Dès que la contrainte dépasse la limite d'élasticité, elle devient inférieure au produit K_tS. Le coefficient théorique K_t n'étant plus valide, on définit deux nouveaux coefficients :

$$K_\varepsilon = \varepsilon/e \quad \text{et} \quad K_\sigma = \sigma/S \qquad \text{Équation 2. 17}$$

Pour déterminer la contrainte/déformation locale à partir de la contrainte/déformation nominale, on peut utiliser des résultats expérimentaux, un calcul élastoplastique par éléments finis ou encore un modèle analytique comme la loi de Neuber qui, associée à la relation de Ramberg Osgood, donne un système de deux équations à deux inconnues :

$$\begin{cases} E\varepsilon\sigma = (K_t S)^2 \\ \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \sigma/E + (\sigma/K)^{1/n} \end{cases} \qquad \text{Équation 2. 18}$$

Une fois l'amplitude de déformation/contrainte locale connue, la durée de vie d'amorçage en fond d'entaille est déduite de la courbe ε - N_{am} sur bord lisse.

2.2.3.2.2 Discussion

L'approche locale ne prédit que l'amorçage. Si on applique sur bord lisse la contrainte locale au fond d'entaille, des facteurs d'intensité de contrainte similaires devraient être obtenus pour des fissures courtes (Stephens *et al.* 2001). Mais, pour des fissures plus longues, le facteur d'intensité de contrainte sera toujours plus faible dans l'échantillon entaillé du fait du gradient de contrainte. Par conséquent, la propagation d'une microfissure amorcée en surface y sera plus lente voire impossible. L'approche locale ne permet pas de prendre ce phénomène en considération et l'effet d'échelle est négligé. Certains auteurs suggèrent de substituer K_f à K_t dans la loi de Neuber pour compenser « l'erreur de prédiction » de l'approche locale (Klesnil et Lukás 1980). En fait, la prédiction de la durée de vie d'amorçage se rapproche d'autant plus des durées de vie totales mesurées que l'entaille est douce (figure 2.7). Par contre, pour une entaille sévère où l'amorçage est très rapide et où la majeure partie de la durée de vie est consacrée à la propagation d'une fissure dans un champ de contrainte décroissant, la durée d'amorçage prédite par l'approche locale ne suffit plus à rendre compte de la durée de vie totale. L'écart entre K_t et K_f serait principalement un effet de propagation (Dowling 1996). La rupture en fatigue va dépendre de la capacité d'une fissure amorcée à se propager dans un champ de contrainte décroissant. L'approche locale ne peut prédire l'existence de fissures non propageantes.

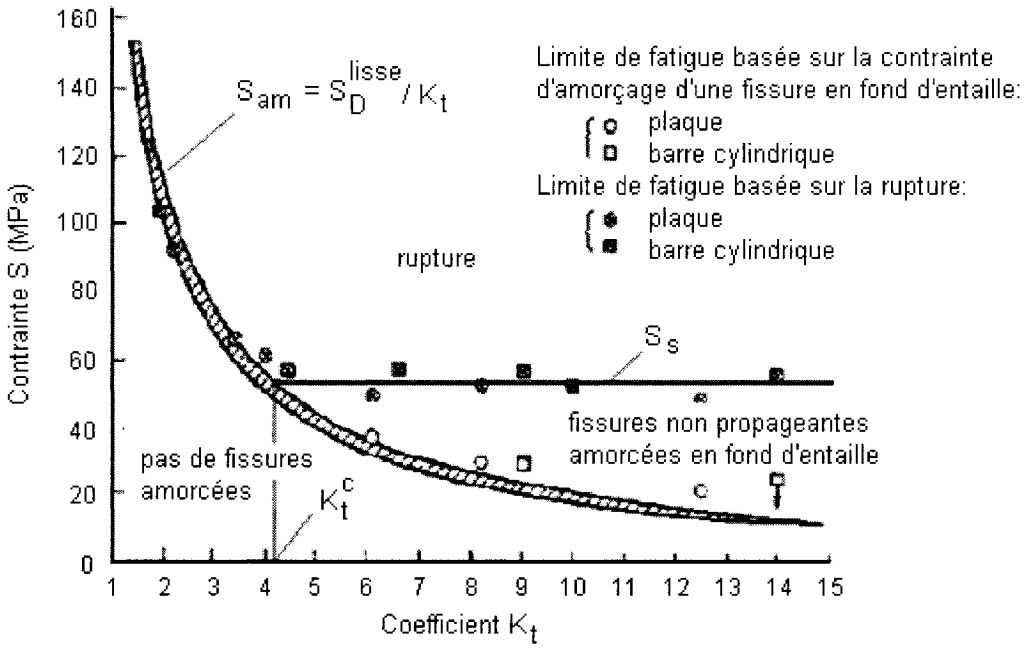


Figure 2. 7. Limite de fatigue d'une entaille en V de 5 mm de profondeur avec un rayon de courbure variant entre 0,1 et 1,3 mm dans un acier doux (Frost *et al.* 1974)

Ni l'approche basée sur la contrainte (élastique), ni l'approche basée sur la déformation locale ne permettent d'estimer des durées de vie totales. Par conséquent, pour des entailles sévères pour lesquelles la résistance en fatigue s'éloigne de la contrainte d'amorçage, la prédiction (S_{am}) s'éloigne des points expérimentaux (figure 2.7). Pour réduire l'écart entre prédiction et mesure, des approches de distance critique, qui prennent en compte l'effet de gradient de contrainte, ont été développées. Cependant, nous verrons plus loin qu'une approche de type mécanique de la rupture, qui permet de calculer une durée de vie de propagation, combinée à une approche de déformation locale, qui permet de calculer une durée de vie d'amorçage, rend mieux compte du mécanisme réel de la fatigue.

2.2.3.3 Approches de « distance critique » : prédiction de la durée de vie totale

La fatigue au fond d'une entaille n'est pas contrôlée par la contrainte/déformation maximale en surface. Elle a besoin d'un certain volume physique pour se produire. Les approches de distance ou volume critique sont basées sur le postulat selon lequel il

existe un élément de volume à l'intérieur duquel la contrainte moyenne cyclique doit dépasser la limite de fatigue d'un échantillon lisse avant qu'une fissure ne s'amorce (Frost *et al.* 1974). La durée de vie est donc déterminée par la contrainte/déformation moyenne à l'intérieur d'une zone critique dont la taille dépend du matériau; elle peut être définie par un point (Peterson en 1959), une ligne (Neuber en 1958), une surface (Taylor *et al.* 2000) ou un volume (Kadi et Pluvinage 2002).

2.2.3.3.1 Formules semi-empiriques « classiques »

Plusieurs méthodes d'estimation du coefficient effectif K_f tentent d'appliquer au coefficient théorique K_t une correction qui prenne en compte le gradient de contrainte et la déformation plastique, supposés être les principaux responsables de l'écart entre K_t et K_f.

Peterson considère le gradient de contrainte dans la direction perpendiculaire à la surface du fond d'entaille. La contrainte locale à une profondeur ou en un point critique doit être égale à la limite de fatigue sur bord lisse pour que la limite de fatigue en fond d'entaille soit atteinte :

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + c_P/\rho} \qquad \text{avec} \qquad c_P = 0{,}025 \cdot (2070/R_m)^{1.8} \qquad \text{Équation 2. 19}$$

La constante c_P (figure 2.8), proportionnelle à une longueur caractéristique du matériau (Dowling 1993), permet de prendre en compte la sensibilité dudit matériau à l'effet d'entaille.

Neuber serait un des premiers à avoir compris en 1958 que la contrainte maximale n'est pas représentative de l'effet d'entaille (Schijve 1980). Il veut prendre en compte la structure granulaire, inhomogène du matériau et postule que la contrainte moyenne de tension agissant sur un élément structural ou ligne critique de longueur c_N doit dépasser la limite de fatigue sur bord lisse pour qu'il y ait rupture. En tenant compte de la distribution de contrainte, il obtient la formule suivante où le rayon de courbure est

supposé prendre en compte l'effet d'échelle et où c_N est fonction de la résistance à la traction du matériau (figure 2.8) :

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{c_N / \rho}} \quad \text{avec } \log c_N = -(R_m - 134)/586 \text{ (Dowling 1993)} \quad \text{Équation 2. 20}$$

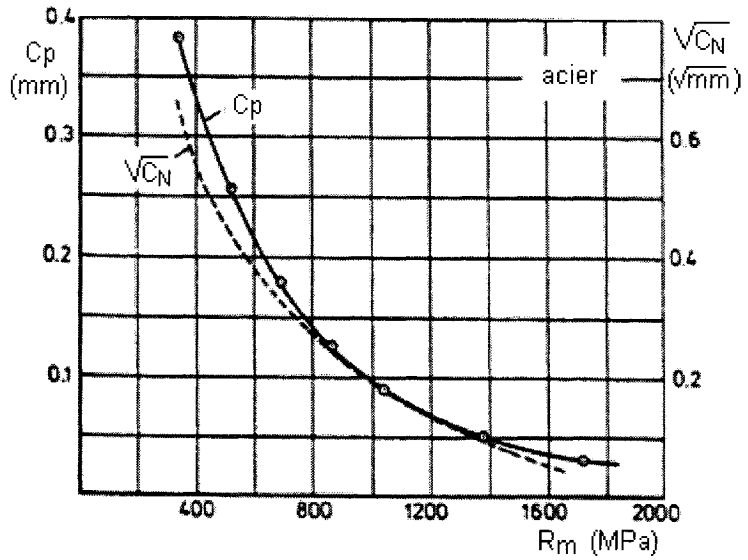


Figure 2. 8. Constantes empiriques de Peterson et de Neuber en fonction de la résistance à la traction R_m (Schijve 2001)

En 1968, Neuber introduit l'idée d'un rayon fictif (Klesnil et Lukás 1980). Le calcul d'une contrainte moyenne sur une profondeur ρ^* équivaudrait à calculer le coefficient K_t d'une entaille de rayon fictif $\rho_{fictif} = \rho + c_N^* \rho^*$ où $c_N{}^*$ est une constante qui dépend du type de chargement et de la géométrie d'éprouvette et ρ^*, la taille des particules élémentaires :

$$K_f = \frac{K_t}{\left(1 + c_N^* \rho^* / \rho\right)^{1/2}} \quad \text{Équation 2. 21}$$

La formule de Neuber « classique » (2.20) donne une prédiction un peu plus faible que Peterson et pour un rayon de courbure petit, elle surestime K_f (Ciavarella et Meneghetti 2004).

Heywood (1962) considère que le matériau contient une distribution uniforme de défauts générateurs de concentrations de contraintes. Ces défauts sont définis par une distance critique ou longueur équivalente c_H comprise entre 0,01 et 0,09 mm (Frost *et al.* 1974). Quand c_H diminue, la sensibilité à l'effet d'entaille diminue jusqu'à disparaître si l'entaille est petite devant la taille des défauts :

$$K_f = \frac{K_t}{1 + 2\left(\frac{K_t - 1}{K_t}\right)\sqrt{\frac{c_H}{\rho}}} \quad \text{avec} \quad c_H = \left(c_1 / R_m\right)^2 \qquad \text{Équation 2. 22}$$

c_1 vaut 5,4 ou 3 selon que l'échantillon cylindrique contient un trou, un épaulement ou une rainure.

Selon Klesnil et Lukás (1980), la distance critique correspondrait à une condition de non-propagation d'une fissure existante. La fatigue est un phénomène de propagation de fissure et la limite de fatigue est définie par le seuil de propagation auquel est associée une longueur de fissure a_{LK}. En traçant le rapport K_t / K_f en fonction du gradient de contrainte $(2/\rho)$ pour différentes valeurs de K_t et de a_{LK}, les auteurs constatent que ce rapport dépend fortement du rayon de courbure ρ et de la longueur de fissure initiale :

$$K_f = \frac{K_t}{\left(1 + 4{,}5\frac{a_{LK}}{\rho}\right)^{1/2}} \qquad \text{Équation 2. 23}$$

En 1955, Siebel et Stieler, cités par Schijve (2001), décident de prendre en compte l'effet combiné de la contrainte maximale et du gradient de contrainte relatif χ. Le coefficient K_f s'écrit alors en fonction du gradient plutôt qu'en fonction du rayon de courbure mais la forme de l'équation 2.24 est relativement inchangée par rapport aux propositions précédentes :

$$K_f = \frac{K_t}{1 + \sqrt{c_{ss}\chi}} \qquad \text{avec} \quad c_{SS}, \text{ constante du matériau} \qquad \text{Équation 2. 24}$$

2.2.3.3.2 Évaluation de la « distance critique »

Les relations semi-empiriques classiques donnent des estimations satisfaisantes de la limite de fatigue mais elles n'ont pas de base physique solide; chacune utilise une constante empirique censée représenter une longueur caractéristique du matériau. Les méthodes plus récentes cherchent à se défaire de cet empirisme.

Certains auteurs proposent d'estimer la taille du « volume critique » à partir de la distribution de contrainte en fond d'entaille (figure 2.9). Le volume d'endommagement en fatigue est assimilé à un cylindre d'épaisseur égale à une dimension structurale non précisée et de diamètre égal à une distance effective X_{ef} définie par la distribution de contrainte (Pluvinage 1998).

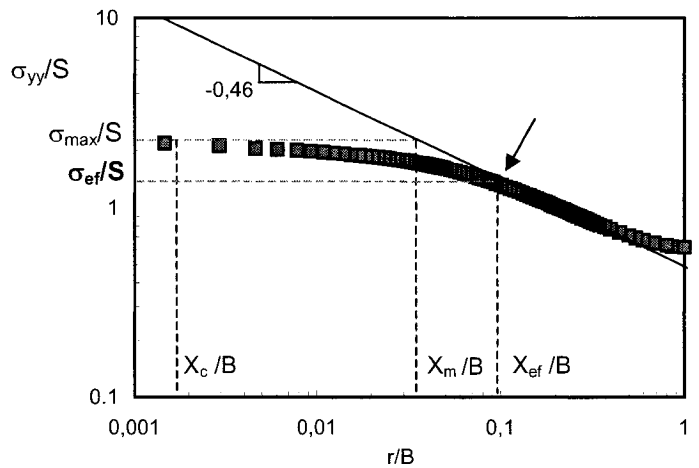


Figure 2. 9. Distribution de contrainte pour une entaille en V de rayon 1,5 mm

La distribution de contrainte en fond d'entaille est calculée par la méthode des éléments finis (Boukharouba *et al.* 1995). Sur une échelle bilogarithmique, cette distribution présente trois zones distinctes (figure 2.9). Près de la surface, sur une distance X_c qui dépend de la microstructure (≈ taille de grain), on observe un plateau égal à la contrainte maximale K_tS pour un comportement élastique. À partir d'une profondeur X_{ef}, la distribution devient linéaire. Quand le rayon de courbure de l'entaille tend vers zéro, on observe une pseudo-singularité, semblable à celle obtenue en fond de fissure, avec une dépendance en $r^{-\alpha(\psi)}$ où $\alpha(\psi)$ est une fonction de l'angle d'ouverture ψ de l'entaille :

$$\frac{\sigma_{yy}}{S} = \lambda_1 \left(\frac{r}{B} \right)^{-\alpha(\psi)} \quad \Leftrightarrow \sigma_{yy} = \frac{K_e}{(2\pi \cdot r)^{\alpha(\psi)}}$$ Équation 2. 25

Puis, la contrainte locale à cœur tend vers la contrainte nominale. La taille de la zone d'endommagement dépend de la géométrie de la pièce, du mode de sollicitation, de la charge et du matériau. Sa frontière X_{ef} est donnée par la limite supérieure de la pseudo-singularité ou par le minimum du gradient de contrainte relatif $\chi(r)$ (*Ibid.*) :

$$\chi(r) = \frac{1}{\sigma_{ij}} \left(\frac{\delta \sigma_{ij}}{\delta x} \right)$$ Équation 2. 26

Pluvinage (1998) justifie le choix de X_{ef} comme dimension critique par le fait que cette distance est plus grande que la taille de grain et que la zone plastique de l'entaille. X_{ef} n'est pas une constante fonction du matériau mais varie de façon linéaire avec le rayon d'entaille. Plutôt que de calculer une contrainte moyenne à l'intérieur de la zone délimitée par X_{ef}, Pluvinage propose σ_{ef}, la contrainte principale locale à une profondeur X_{ef}, comme contrainte effective dans la zone d'endommagement. En supposant que la limite de fatigue en fond d'entaille est atteinte lorsque la contrainte effective est égale à la limite de fatigue sur bord lisse S_D^{lisse}, la sensibilité à l'effet d'entaille s'écrit :

$$q' = \frac{K_f}{K_\sigma} = \frac{S_D^{lisse}}{S_D^{entaille}} \frac{S_D^{entaille}}{\sigma_{\max}} = \frac{\sigma_{ef}(X_{ef})}{\sigma_{\max}(X_c)}$$ Équation 2. 27

Les contraintes σ_{ef} et σ_{max} correspondent aux distances X_{ef} et X_m sur la distribution de contraintes de la figure 2.9. Elles peuvent s'exprimer en fonction des facteurs d'intensité de contrainte de l'entaille K_e à ces mêmes distances, ce qui permet de trouver une expression simplifiée de l'indice de sensibilité q' :

$$q' = \frac{K_f}{K_\sigma} = \left(\frac{X_m}{X_{ef}} \right)^{\alpha(\psi)}$$ Équation 2. 28

L'utilisation de la contrainte effective permet de corréler des durées d'amorçage obtenues sur des éprouvettes plates à entaille latérale singulière (SENT) présentant

différents rayons de courbure. La sensibilité à l'effet d'entaille ainsi prédite est encore plus conservatrice que celle dérivée des formules classiques de Neuber et Peterson (Boukharouba *et al.* 1995). Cette méthode est semblable, dans son esprit, à celle du point critique de Peterson mais, à la constante empirique c_P, se substitue la distance X_{ef} dont la justification physique laisse à désirer.

Pour étendre cette méthode à la fatigue oligocyclique, Bentachfine *et al.* (1999) proposent de s'appuyer non sur une distribution de contrainte mais sur une distribution de densité d'énergie de déformation W. Pour ce faire, ils utilisent une loi de type Glinka pour calculer la densité d'énergie de déformation totale en fond d'entaille. La distribution de W permet d'estimer X_{ef}, la distance effective de la zone d'endommagement ou du volume effectif. La densité d'énergie de déformation locale W_{ef} à cette profondeur X_{ef} est supposée correspondre à une même durée de vie que celle obtenue sur bord lisse pour une densité W uniforme et de même valeur.

Plutôt que d'utiliser la contrainte effective à une profondeur X_{ef}, la distribution de contraintes peut être pondérée dans un volume critique ou effectif V_{ef} où le rôle de chaque point dépend de sa distance r au point d'amorçage et de la valeur du gradient χ local (Weixing *et al.* 1995; Qylafku *et al.* 1999) :

$$\sigma_{ij}^{*} = \sigma_{ij}\varphi(r;\chi) \qquad \text{avec} \quad \varphi, \text{ fonction de poids} \qquad \text{Équation 2. 29}$$

La contrainte effective responsable du phénomène de fatigue est alors définie comme la valeur moyenne de la contrainte pondérée dans le volume effectif :

$$\sigma_{ef} = \frac{1}{V_{ef}} \iiint_{V_{ef}} \sigma_{ij}^{*} dx \qquad \text{Équation 2. 30}$$

En reportant la contrainte effective ainsi calculée sur la courbe S-N sur bord lisse de référence, on peut estimer la durée de vie de la pièce entaillée. Cette méthode a pour avantage de ne pas faire appel à une constante empirique. De plus, elle s'applique à des concentrations de contraintes compliquées, par exemple des entailles en trou de serrure, pour lesquelles il est difficile de définir une profondeur d'entaille ou un rayon de

courbure qui sont des données essentielles au calcul de K_f par les formules classiques. Cependant, il est nécessaire de connaître la courbe cyclique σ - ε. De plus, l'utilisation de X_{ef} comme distance critique ne semble reposer sur aucune base physique.

2.2.3.3.3 Discussion

On assiste, ces dernières années, à une tentative de rationalisation de l'approche de distance critique avec notamment une volonté de remplacer les constantes empiriques par une grandeur physique. L'approche de volume critique néglige cependant la réalité physique du développement d'une fissure de fatigue. L'endommagement en fatigue y est associé à un volume qui s'étend jusqu'à une profondeur X_{ef}. D'après la définition de X_{ef}, le volume impliqué est d'autant plus grand que le rayon de courbure de l'entaille est large de sorte que pour une entaille douce, la distance effective s'approcherait du millimètre. Or, Verreman et Espinosa (1997) ont montré qu'au fond d'une entaille douce, l'amorçage d'une microfissure occupe une fraction non négligeable de la durée de vie totale. Par ailleurs, au fond d'une entaille sévère, une fissure est rapidement amorcée mais elle peut devenir non propageante, ce que l'approche ne semble pouvoir expliquer. Une corrélation, proposée par Chapetti (2001), entre distance critique et distance entre barrières microstructurales aurait une base physique plus solide. Cependant, l'application semble complexe et peu de résultats expérimentaux viennent valider cette approche. Taylor (1999; 2002) considère que la limite de fatigue d'une entaille est donnée par une condition de non-propagation d'une fissure courte; la longueur des fissures non propageantes étant assimilée à une distance critique. Cependant, il appuie son raisonnement sur une distribution de contrainte élastique alors qu'au fond d'une entaille, il se produit presque toujours de la plasticité.

2.2.3.4 Approche de type mécanique de la rupture : propagation des fissures courtes

En fond d'entaille, une fissure s'amorce généralement dans des conditions de plasticité locale avant de se propager sous l'effet du champ de contrainte/déformation élastique de l'entaille puis sous celui de la contrainte nominale. Verreman et Espinosa (1997) ont

suivi la propagation de fissures courtes à l'aide de microjauges. L'amorçage est décomposé en deux étapes : l'amorçage d'une fissure microstructuralement courte de longueur égale à la taille de grain et l'amorçage conventionnel d'une fissure de 500 µm de longueur. L'amorçage d'une fissure microstructurale occupe près de la moitié de la vie en fatigue sur bord lisse, 15 à 30 % de celle au fond d'une entaille douce et elle est quasi-négligeable au fond d'une entaille aiguë. Une entaille pointue se comporte comme si une fissure était initialement présente. L'amorçage conventionnel occupe une part non négligeable de la durée de vie quelle que soit la géométrie considérée. Au fond d'une entaille sévère, la déformation plastique locale est suffisante pour que la durée de vie consacrée à l'amorçage microstructural soit négligeable. La fatigue est alors dominée par la propagation d'une fissure courte (Smith et Miller 1977). Pour prédire la durée de vie d'une éprouvette entaillée, il faudrait donc combiner une approche locale, qui permet d'estimer la durée d'amorçage d'une microfissure, et une approche de type mécanique de la rupture, qui permet de calculer la durée de propagation de la microfissure amorcée.

2.2.3.4.1 Propagation d'une fissure à partir d'un fond d'entaille

Au fond d'une entaille, la condition de plasticité confinée nécessaire à l'application de la MLER est rarement respectée; la croissance d'une fissure courte est influencée par la déformation plastique provoquée par la présence de l'entaille. De plus, la vitesse de propagation des fissures mécaniquement courtes est supérieure à celle de fissures longues.

La MLER ne peut décrire la propagation des fissures courtes à partir d'entailles aiguës (Shin 1994). Celles-ci se propagent à une vitesse initiale anormalement élevée par rapport aux fissures longues soumises à une même amplitude du facteur d'intensité de contrainte (figure 2.10). Puis, elles ralentissent de la surface du fond d'entaille jusqu'à une certaine profondeur avant de rejoindre la courbe des fissures longues. On parle de courbes en « hameçon ».

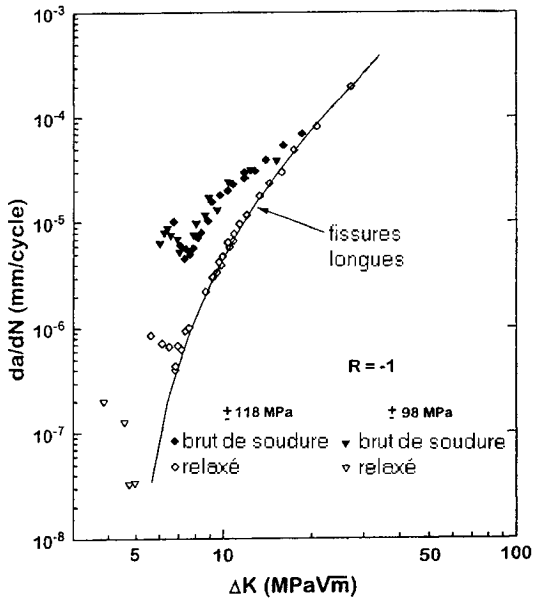


Figure 2. 10. Courbes *da/dN* - *ΔK* obtenues sur des joints soudés (Verreman et Nie 1997)

L'absence de similitude entre fissures courtes et longues s'explique de plusieurs manières. Premièrement, l'hypothèse de continuité n'est plus valide, la fissure pouvant être petite devant la microstructure. Deuxièmement, la condition de plasticité confinée n'est pas respectée car la zone plastique de la fissure peut être immergée dans celle de l'entaille. Troisièmement, le niveau de fermeture est différent de celui des fissures longues du fait d'un sillage plastique quasi-inexistant; les mécanismes de fermeture induits par la plasticité ou la rugosité ne sont pas complètement développés. Enfin, des termes d'ordre supérieur sont nécessaires dans l'expression du champ de contrainte.

L'existence de fissures non propageantes aurait été révélée par Frost et Dugdale en 1957. Frost (1959) attribue la première observation à Fenner en 1951 et il confirmera lui-même leur existence plus tard en les étudiant dans des aciers doux et des alliages d'aluminium. Des éprouvettes sollicitées en dessous de la limite de fatigue conventionnelle peuvent présenter des fissures non propageantes; celles-ci atteignent une longueur maximale de 25 à 50 µm avant 50 000 cycles de fatigue puis deviennent « inactives » même lorsque l'essai se poursuit jusqu'à 10^8 cycles. Les fissures non propageantes sont observées au fond d'une entaille sévère si la contrainte critique

d'amorçage S_{am} (2.31) est inférieure à la contrainte critique de propagation S_s (2.32) qui détermine si une fissure amorcée à une contrainte nominale supérieure ou égale à S_{am} va se propager jusqu'à la ruine de la pièce :

$$S_{am} = \frac{S_D^{lisse}}{K_t} \qquad \text{Équation 2. 31}$$

$$S_s = \frac{K_s}{1{,}12\sqrt{\pi(t_e + a)}} \approx \frac{0{,}5K_s}{\sqrt{t_e}} \qquad \text{Équation 2. 32}$$

Les contraintes nominales et le coefficient de concentration de contraintes sont calculés par rapport èa la section hors-tout. Quand un coefficient critique K_t^c est dépassé, S_{am} devient inférieure à S_s et des fissures non propageantes peuvent être observées (figure 2.7). L'entaille se comporte comme une fissure de longueur (t_e+a) et la valeur du coefficient K_t^c est obtenue en écrivant la condition de non propagation de cette fissure équivalente. L'acuité de l'entaille n'influence pas la valeur de K_t^c, seuls comptent la profondeur de l'entaille et le matériau lui-même (*Ibid.*) :

$$K_t^c = \frac{S_D^{lisse}}{S_s} \Rightarrow K_t^c \approx \frac{S_D^{lisse}\sqrt{t_e}}{0{,}5K_s} \qquad \text{Équation 2. 33}$$

Les équations 2.32 et 2.33 montrent que la contrainte critique de propagation et le coefficient critique K_t^c présentent un effet d'échelle en $\sqrt{t_e}$. Plus l'entaille est profonde, plus la contrainte critique de propagation sera faible et plus le coefficient critique K_t^c sera grand. Par contre, la contrainte critique d'amorçage locale K_tS_{am} dépend peu du diamètre de la pièce et de la profondeur de l'entaille (Nisitani 1994). Pour qu'il y ait rupture, il faut que, d'une part, le volume de matériau sollicité soit suffisant pour qu'une microfissure s'amorce et que, d'autre part, la microfissure amorcée puisse se développer jusqu'à une profondeur suffisante pour former une macrofissure capable de se propager sous l'effet de la contrainte nominale. Une microfissure devient macrofissure quand son amplitude d'intensité de contrainte est supérieure au seuil de propagation (Frost *et al.* 1974).

2.2.3.4.2 Explications du comportement des fissures courtes en fond d'entaille

La MLER ne peut prédire le comportement des fissures courtes en fond d'entaille car la condition de plasticité confinée n'est pas respectée. À l'extérieur de la zone plastique de l'entaille, les conditions sont plus favorables à l'application de la MLER. La fissure qui sort de la zone plastique de l'entaille équivaut à une fissure équivalente de longueur $(a+t_e)$ se propageant sous une contrainte nominale S' calculée sur la section hors-tout. La zone plastique en fond de fissure r_p est petite devant la longueur de fissure (Dowling 1979) :

$$r_p = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_I}{R_e}\right)^2 \Rightarrow \frac{r_p}{a+t_e} = \frac{1}{2}\left(\frac{YS'}{R_e}\right)^2 \qquad \text{Équation 2. 34}$$

Selon Smith et Miller (1978), dans la zone plastique de l'entaille, la force motrice de la propagation reçoit la contribution de la zone plastique de l'entaille et celle de la zone plastique de la fissure. L'importance relative de l'une ou l'autre dépend du niveau de contrainte et de la longueur de la fissure par rapport aux dimensions de l'entaille. Ces deux contributions varient en sens contraire. Alors que la première diminue quand la longueur de la fissure s'accroît, la deuxième augmente (figure 2.11).

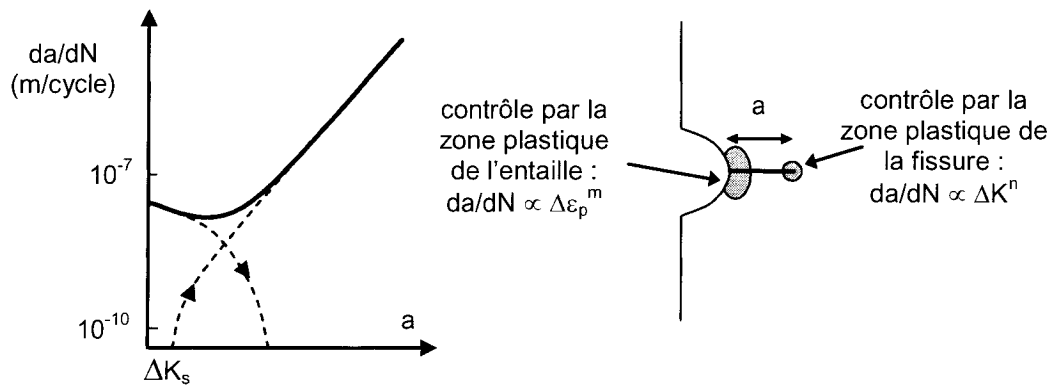


Figure 2. 11. Propagation d'une fissure à partir d'une entaille d'après (Smith et Miller 1978)

La vitesse de propagation réelle est supérieure à celle prévue par la MLER car seule la deuxième contribution est prise en compte par le calcul élastique. Si, quand la fissure avance, la contribution de la zone plastique de l'entaille décroît plus rapidement que

n'augmente celle de la zone plastique de la fissure, la fissure peut s'arrêter. Elle devient non propageante quand l'amplitude de son facteur d'intensité de contrainte tombe sous le seuil de propagation. La limite de fatigue est donc atteinte lorsque le facteur d'intensité de contrainte de la fissure équivalente est égal au seuil de propagation. La longueur maximale des fissures non propageantes correspondrait à la profondeur de matériau soumis à une contrainte locale supérieure à la limite de fatigue sur bord lisse (*Ibid.*).

Verreman et Espinosa (1997) observent des décélérations de fissure jusqu'à 0,3 mm à partir du fond d'une entaille en L alors que la zone plastique calculée par éléments finis ne s'étend pas au-delà de 0,1 mm. Ceci est contraire aux observations de Smith et Miller. De plus, la déformation plastique ne peut qu'augmenter quand la fissure se propage. Pour expliquer la décélération des fissures courtes, ils suggèrent un développement progressif de l'effet de fermeture qui diminue la déformation plastique cyclique en fond de fissure. Le facteur d'intensité de contrainte augmente avec la longueur de fissure mais le niveau d'ouverture, initialement très faible (S_{ouv}/S_{max} tend vers -1 à $R_\sigma = -1$), augmente avant d'atteindre une valeur stable typique des fissures longues. Ainsi, bien que le facteur d'intensité de contrainte augmente, son amplitude efficace ΔK_{eff} diminue. La vitesse de propagation minimale, ou puits de vitesse, se produit quand le niveau de fermeture est maximal.

2.2.3.4.3 Paramètres mécaniques

À partir des différentes explications avancées, plusieurs paramètres mécaniques ont été proposés pour prédire de manière plus quantitative le comportement des fissures courtes en fond d'entaille : l'amplitude du facteur d'intensité de déformation ΔK_ε (El Haddad *et al.* 1979), l'intégrale J (El Haddad *et al.* 1980), le cisaillement total ϕ_t (Hammouda *et al.* 1979) et la variation efficace du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff}. Nous nous intéresserons seulement à ce dernier paramètre.

Sur bord lisse, l'utilisation d'un facteur d'intensité de contrainte effectif permet de corréler les données des fissures courtes avec celles des fissures longues en supposant

que l'approche de la MLER est valide et que la principale différence entre fissures courtes et longues réside dans leur niveau d'ouverture. Le même argument peut être utilisé pour une fissure mécaniquement courte en fond d'entaille. Sa longueur est généralement suffisante pour que la rugosité et l'environnement ne jouent pas de sorte que la différence de fermeture est attribuée au sillage plastique (Schijve 2001). Le sillage plastique d'une fissure longue est bien développé et la fermeture intervient avant que la charge ne redescende à zéro. L'absence de déformation plastique résiduelle dans le sillage d'une fissure courte implique peu de fermeture, ce qui entraîne une amplitude effective du facteur d'intensité de contrainte élevée et une grande vitesse de propagation.

L'utilisation d'un facteur d'intensité de contrainte n'est valide au sens strict que si la plasticité en fond d'entaille est négligeable, ce qui n'est jamais le cas dans la zone plastique de l'entaille. Néanmoins, plusieurs auteurs (Shin 1994; Xu *et al.* 1994; Verreman et Espinosa 1997; Verreman et Nie 1997) ont montré que la variation efficace du facteur d'intensité de contrainte permettait de corréler les données da/dN - ΔK_{eff}.

2.2.3.4.4 Analyse des champs de contraintes en fond d'entaille

Au fond d'une entaille en V aiguë, un calcul par éléments finis montre que la distribution de contraintes est linéaire sur une échelle bilogarithmique (Verreman et Nie 1997). Abstraction faite d'une petite zone autour du fond d'entaille, le champ de contrainte est singulier. Williams a montré que, pour une entaille en V infiniment pointue, on pouvait définir un facteur d'intensité de contrainte d'entaille K_e :

$$\sigma_{yy} = K_e r^{-\alpha(\psi)} \qquad \text{où} \qquad K_e = \lambda_1 S B^{\alpha(\psi)} \qquad \text{Équation 2. 35}$$

avec $\alpha(\psi)$, constante définie par Williams comme fonction de l'angle ψ de l'entaille

B, longueur caractéristique de l'entaille

λ_1, constante fonction du type de sollicitation et de la géométrie

Le facteur K_e quantifie l'intensité de la distribution de contrainte singulière et peut prédire la durée de vie à très grand nombre de cycles. Le principe de similitude, valable pour des fissures, s'applique aux entailles présentant une singularité. Des entailles de

géométries différentes mais avec un même facteur K_e ont une même distribution de contraintes et, par conséquent, un même comportement en fatigue. La durée d'amorçage conventionnel dans des joints soudés de géométries et de tailles différentes a pu être corrélée par le facteur K_e qui prend en compte l'effet d'échelle (*Ibid.*). Si deux entailles (1) et (2) de même géométrie mais de taille différente ont un rayon assez petit pour que la singularité ne soit pas effacée, le champ de contrainte, pour une contrainte nominale donnée, sera le même dans les deux entailles au facteur K_e près :

$$\frac{\sigma_{yy}^{(1)}}{\sigma_{yy}^{(2)}} = \frac{K_e^{(1)}}{K_e^{(2)}} = \left(\frac{B^{(1)}}{B^{(2)}}\right)^{\alpha(\psi)} \qquad \text{Équation 2. 36}$$

La sévérité de l'entaille n'est pas donnée par K_t mais par son facteur d'intensité de contrainte K_e évalué à une profondeur supérieure ou égale au rayon de courbure (Lazzarin *et al.* 1997). Le facteur K_e n'est valide que pour des entailles sévères; son champ d'application est donc restreint au domaine des joints soudés où le rayon de courbure au fond de l'entaille est supposé nul. Cependant, l'idéalisation est intéressante pour voir, par exemple, que l'effet d'échelle diminue à mesure qu'on tend vers un bord lisse.

La modélisation de fissure (« *Crack Modelling* »), proposée par Taylor *et al.*, consiste à analyser le champ de contrainte en fond d'entaille et à le comparer avec des champs de contrainte autour de fissures de géométries standard (figure 2.12). Même si elle n'est pas infiniment aiguë, une entaille se comporte comme une fissure qui aurait le même facteur d'intensité de contrainte à condition que son rayon soit assez petit ou son coefficient K_t assez grand ($K_t > K_t^c$) pour que son comportement en fatigue soit contrôlé par la propagation.

Le champ de contrainte autour de l'entaille est calculé par éléments finis. En le comparant à celui existant autour une fissure centrale de longueur $2a_{eq}$ dans une plaque soumise à une contrainte nominale S', on ajuste les paramètres S' et a_{eq} pour faire coïncider les deux distributions de contraintes :

$$\sigma = S' \Big/ \sqrt{1 - \left[a_{eq} / \left(a_{eq} + r \right) \right]^2} \qquad \text{Équation 2. 37}$$

Lorsque les champs coïncident, les facteurs d'intensité de contrainte et le comportement en fatigue de l'entaille et de la fissure devraient être identiques. L'effet de fissure courte peut être corrigé en utilisant la longueur a_0^{EH} d'El-Haddad. Considérons une entaille elliptique et une fissure centrale de longueur $2a_{eq}$ dont les champs de contraintes coïncident, le facteur d'intensité de contrainte en fond d'entaille vaut :

$$K_{entaille} = K_{fissure} = S' \sqrt{\pi a_{eq}} \qquad \text{Équation 2. 38}$$

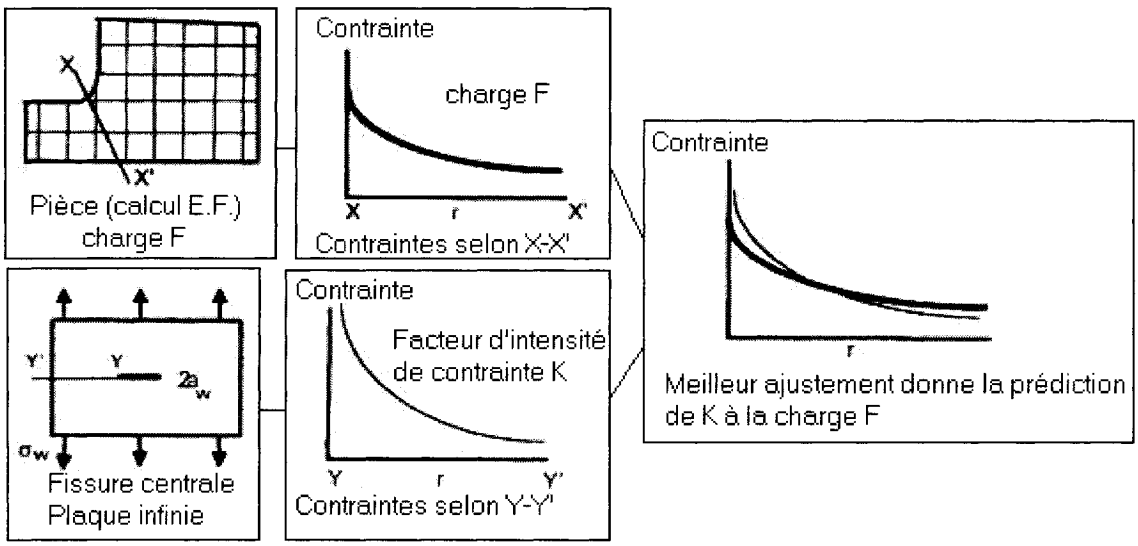


Figure 2. 12. Schéma de la technique de modélisation de fissure de Taylor

L'égalité des facteurs K entre entaille et fissure permet de déterminer le facteur d'intensité de contrainte pour n'importe quelle entaille. Taylor s'appuie sur les travaux de Smith et Miller (1977) qui supposent qu'une fissure de longueur a_{eq} se propageant à partir d'un bord lisse est comparable à une fissure de longueur a se propageant à partir d'une entaille si toutes deux ont une même vitesse de propagation sous une même contrainte nominale. Connaissant les courbes da/dN - a sous une contrainte nominale S' pour la plaque fissurée, la vitesse de propagation est intégrée à partir d'a_{eq} pour obtenir la durée de vie en fond d'entaille. Cette méthode a l'avantage d'être applicable à des entailles de géométrie complexe.

2.2.3.4.5 Discussion

D'après Taylor (1996), la mécanique de la rupture est difficile à appliquer car elle nécessite la présence d'une fissure qui est difficile à prévoir dès l'étape de conception de la pièce. L'approche de volume critique a l'avantage de s'appliquer à n'importe quelle géométrie d'entaille et à n'importe quelle pièce en service pour laquelle une distribution de contrainte peut être calculée. Mais, sur le plan physique, la mécanique de la rupture remplace avantageusement les méthodes de distance critique basées sur des empirismes contestables.

Au fond d'une entaille, la présence d'une concentration de contraintes complique l'estimation du facteur d'intensité de contrainte de la fissure. De plus, la MLER n'est théoriquement pas valide, ne serait-ce qu'à cause de la condition de plasticité confinée qui n'est pas respectée. Plusieurs auteurs ont proposé des paramètres mécaniques qui essaient de prendre en compte cette plasticité (ΔK_ε et ϕ_t). L'utilisation d'un facteur d'intensité de contrainte effectif suffit à rationaliser la vitesse de propagation des fissures mécaniquement en fond d'entaille. Le comportement « anormal » de ces fissures ne peut être expliqué sans faire appel à l'évolution du niveau d'ouverture avec la longueur de fissure.

En fatigue à grand nombre de cycles et au fond d'une entaille douce, la propagation ne représente qu'une fraction de la durée de vie totale. L'approche par la déformation locale, qui prédit la durée de vie d'amorçage, suffit alors à prédire la durée de vie en fatigue. Cependant, d'une manière générale, quand le comportement en fatigue est contrôlé par l'amorçage d'une microfissure et la propagation de fissures courtes, on aura intérêt à cumuler l'approche locale et l'approche de propagation.

2.3 TRAITEMENT DE SURFACE ET FATIGUE SUR BORD LISSE

2.3.1 COMPARAISON ENTRE ACIER TRAITÉ ET ACIER DE BASE

2.3.1.1 En fatigue oligocyclique

Pour des durées de vie inférieures à 5 000 cycles et quand l'amplitude de déformation ($\varepsilon > 0{,}5$ %) est telle que la limite d'élasticité du matériau de base (AISI 1045) est dépassée, la fissure s'amorce en surface dans la couche traitée puis se propage dans le cœur (Qian *et al.* 1993). Le cœur non nitruré a une meilleure résistance à l'amorçage en fatigue oligocyclique que la surface nitrurée du fait de sa ductilité. Par ailleurs, les contraintes résiduelles de compression de la couche peuvent être rapidement relaxées pour les déformations appliquées caractéristiques du régime de fatigue oligocyclique (*Ibid.*).

La déformation plastique cyclique est confinée sous la couche de diffusion. Pour les déformations de grande amplitude, la contrainte de rupture de la couche peut être atteinte sans que celle-ci se soit déformée plastiquement. Le phénomène est d'autant plus marqué que la nitruration est longue, autrement dit que la dureté et la profondeur de nitruration sont élevées. Ces conditions donnent une couche de grande résistance donc fragile (Guagliano et Vergani 1997). La fatigue oligocyclique ($\Delta\varepsilon > 1$ %) étant dominée par la propagation de fissures, la nitruration n'améliore pas la résistance et peut même conduire à une performance inférieure à celle du métal de base (Rie *et al.* 1982).

Une autre raison invoquée pour expliquer les mauvais résultats des aciers nitrurés en fatigue oligocyclique est la présence de contraintes latérales entre la surface et le cœur (De la Cruz *et al.* 1998). La surface possède une limite d'élasticité plus élevée que le cœur. Sous une tension suffisante pour déformer plastiquement le cœur ($\nu = 0{,}5$), la couche se comporte de manière élastique ($\nu = 0{,}3$). Par conséquent, le cœur tend à se déformer diamétralement plus que la couche, ce qui génère des contraintes dans les directions radiale et tangentielle. Dans la couche nitrurée, ces contraintes sont de signe

contraire à la contrainte axiale et augmentent la contrainte de cisaillement maximale responsable de l'amorçage d'une fissure (Qian *et al.* 1993).

L'essai de traction monotone correspond à un cas extrême de fatigue oligocyclique à un quart de cycle. D'ailleurs, la rupture en traction, telle que décrite par Jack et Winnik (1979), ressemble fort au mécanisme de rupture en fatigue oligocyclique. De nombreuses fissures annulaires se forment sur la surface nitrurée. À cause des contraintes résiduelles de traction, la limite d'élasticité du cœur est rapidement dépassée mais sa déformation est entravée par la couche élastique. Ceci engendre des contraintes triaxiales dans le cœur, et l'éprouvette nitrurée se déforme de manière élastique jusqu'à ce que la déformation soit suffisante pour rompre la couche. D'une manière générale, le matériau nitruré a une résistance à la rupture supérieure au matériau trempé et revenu mais une ductilité plus faible. La couche rompue joue le rôle d'entaille, de profondeur z_n, sous l'influence de laquelle le cœur se déforme plastiquement. La charge sur la couche au niveau de la première fissure est nulle mais le cœur lui transfère une charge qui augmente au fur et à mesure que l'on s'éloigne de la fissure jusqu'à une distance critique x où la charge de rupture est à nouveau atteinte. La couche rompt en une série d'anneaux équidistants de x (figure 2.13).

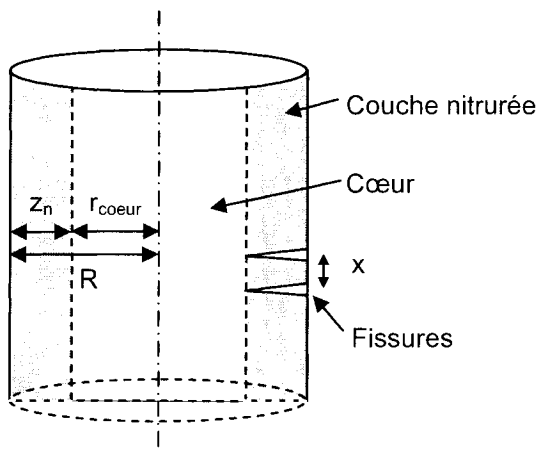


Figure 2. 13. Schéma de la section cylindrique d'une éprouvette nitrurée

2.3.1.2 En fatigue à grand nombre de cycles

Pour des durées de vie supérieures à 10^4 cycles ou pour une amplitude de déformation inférieure à environ 0,4 %, c'est-à-dire dans le domaine élastique ($\Delta\varepsilon_p \rightarrow 0$), le phénomène d'extrusion-intrusion est contrarié par la dureté de la surface traitée qui augmente la contrainte d'amorçage. La déformation plastique est gênée et les bandes de glissement ne peuvent plus être activées que par de fortes contraintes. Bien que, dans le cas étudié par Waraniak et Socie (1981), le métal de base et l'acier 8620 cémenté aient une même limite d'élasticité monotone, le cœur a une limite d'élasticité cyclique inférieure à celle de la couche, ce qui le rend moins résistant aux petites déformations que la surface cémentée.

En général, la fissure s'amorce alors sur une inclusion interne puis elle se propage dans le cœur avant de rompre la couche traitée. Si des microfissures s'amorcent en surface, les contraintes résiduelles de compression sont suffisantes pour prévenir leur propagation tandis que, dans le cœur, les contraintes résiduelles de tension, même faibles, pourraient favoriser le développement de fissures. Ce retard à l'amorçage des fissures de surface augmente la durée de vie en fatigue. Enfin, les contraintes transversales, nuisibles en régime oligocyclique, auraient ici un effet bénéfique puisque, dans le cœur, elles sont de même signe que la contrainte axiale et affaiblissent la contrainte de cisaillement maximale (Qian *et al.* 1993).

2.3.1.3 Cas général

La nitruration peut améliorer la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles d'un facteur 20 alors qu'en fatigue oligocyclique, une diminution de la durée de vie est observée (figure 2.14). Toutefois, certains travaux font état d'un amorçage interne et d'une amélioration même aux faibles durées de vie (De la Cruz *et al.*1998). L'augmentation de résistance peut varier de 35 % à 2 000 cycles à 53 % à la limite de fatigue pour une sollicitation en flexion alternée (figure 2.15).

La dispersion des résultats s'explique peut-être par la variation du nombre de cycles de transition $2N_t$ entre fatigue oligocyclique et fatigue à grand nombre de cycles, autrement

dit entre régime contrôlé par la ductilité et régime contrôlé par la résistance. La transition dépend de la dureté du matériau et varie de 10^5 cycles pour des matériaux mous à seulement 10 cycles pour des matériaux très durs (Landgraf 1970). La nitruration étant bénéfique sur le domaine de fatigue à grand nombre de cycles, plus la transition est basse, moins il est probable d'observer un effet néfaste du traitement.

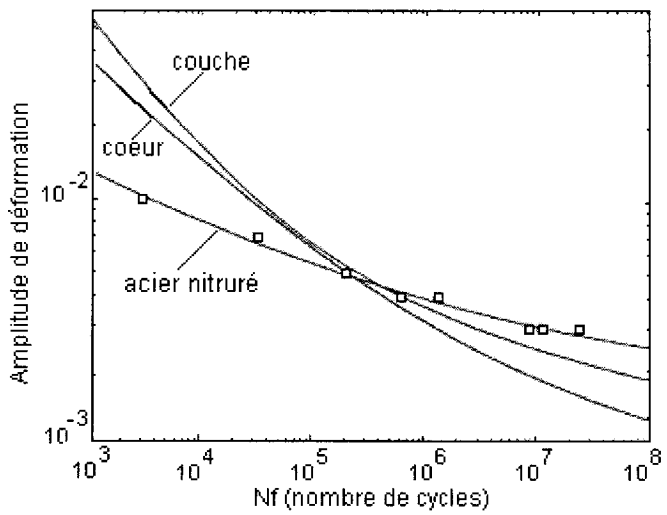


Figure 2. 14. Courbes ε - N_f d'un acier 1045 nitruré sollicité en fatigue axiale (Qian et Fatemi 1995)

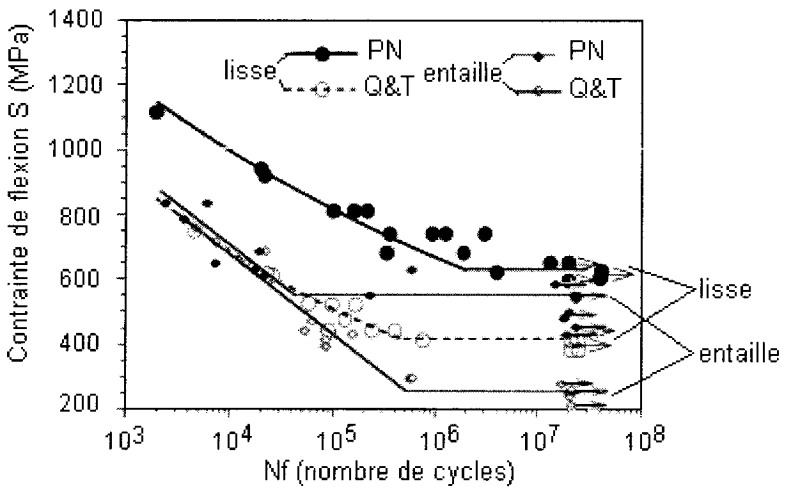


Figure 2. 15. Courbes S-N en flexion alternée d'un acier SS2131 trempé revenu (Q&T) et nitruré par voie plasma (PN) (De la Cruz *et al.* 1998)

Selon Spies (1993), la résistance en fatigue peut se déduire, schématiquement, de la superposition des courbes de Wöhler du cœur et de la couche (figure 2.16). L'intersection des deux courbes indique un déplacement du site d'amorçage. La courbe S-N du matériau nitruré dépend de la profondeur de la couche ainsi que de sa dureté et de ses contraintes résiduelles quand la fissuration se produit par le mécanisme externe. Puis, quand la fissuration se produit en interne, elle dépend de la dureté du cœur et de la profondeur de la couche si l'éprouvette est sollicitée en flexion. Spies, Scharf *et al.* (1985) n'observent aucune influence de la taille des inclusions sur la fatigue interne, ce qui est en complète contradiction avec les travaux de Murakami *et al.* (1999).

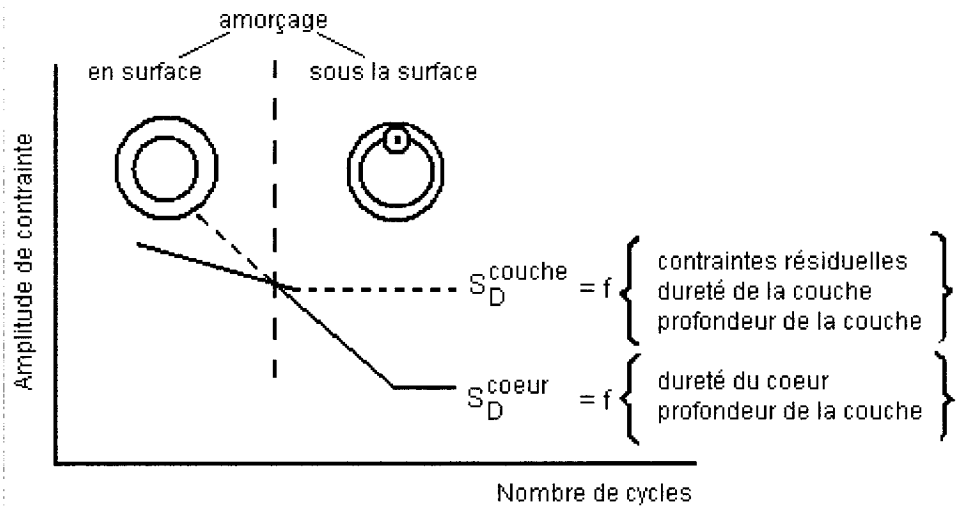


Figure 2. 16. Superposition des courbes S-N en flexion rotative de la couche nitrurée et du cœur (Spies 1993)

En fatigue à grand nombre de cycles, quand la contrainte appliquée est faible, Kawagoishi *et al.* (2003) observent aussi que la surface nitrurée dure empêche l'amorçage d'une fissure en surface. La fissure s'amorce alors sur une inclusion interne, ce qui s'accompagne d'une augmentation de la résistance en fatigue en flexion rotative. C'est seulement lorsque la contrainte appliquée est grande qu'une fissure peut s'amorcer en surface; deux effets antagonistes doivent alors agir puisque les contraintes résiduelles de compression de la surface tendent à empêcher sa propagation tandis que la fragilité de la couche la favorise.

2.3.2 MÉCANISME DE FISSURATION INTERNE EN « ŒIL-DE-POISSON »

Après un traitement de surface approprié, un acier peut rompre par un mécanisme de fissuration interne identique à celui rencontré dans les aciers à haute résistance en fatigue à très grand nombre de cycles et ce, pour des durées de vie aussi faibles que 10^4 cycles (figure 2.2). L'étude du mécanisme de fissuration en surface étant rare sur bord lisse, ce mécanisme sera plutôt abordé dans la partie consacrée aux traitements de surface et à la fatigue en fond d'entaille. Toutefois, pour une contrainte élevée, le mécanisme externe est possible (Spies, Scharf *et al.* 1985). Selon De la Cruz *et al.* (1998) il se produit si la contrainte appliquée est assez grande pour relaxer les contraintes résiduelles de compression dans la couche de diffusion.

2.3.2.1 Fractographie

Les fissures internes conduisent à la rupture essentiellement aux faibles contraintes appliquées. Elles s'amorcent là où un niveau de contrainte critique est localement dépassé. En flexion rotative ou en torsion (gradient de contrainte), elles s'amorcent à l'interface entre la couche nitrurée et le cœur, là où les contraintes de tension sont les plus élevées (Castex *et al.* 1987). En présence d'une contrainte uniforme de tension axiale, une fissure peut s'amorcer n'importe où dans le cœur; pour des durées de vie entre 10^4 et 10^6 cycles, plusieurs sites d'amorçage sont activés alors que pour des vies supérieures à 10^6 cycles, un site d'amorçage unique est observé (Jones et Martin 1978).

La surface renforcée par un traitement de nitruration (Castex *et al.* 1987) ou de précontrainte (Ko *et al.* 2001) présenterait, pour une fissure interne, une résistance à la propagation plus grande que le cœur et ce, en dépit du gradient de flexion. L'œil-de-poisson serait arrêté au contact de la couche nitrurée et se propagerait à vitesse croissante vers le cœur, ce qui expliquerait la forme asymétrique parfois observée en flexion. À partir de l'œil-de-poisson schématisé sur la figure 2.17, De la Cruz *et al.* (1998) suggèrent le mécanisme de fissuration suivant pour une éprouvette nitrurée sollicitée en flexion. Sous l'effet de la concentration de contraintes générée par une inclusion, une fissure s'amorce dans la matrice environnante et se propage de façon

concentrique autour de l'inclusion sous l'effet d'une contrainte décroissante. Sa vitesse diminue à la périphérie de l'inclusion avant d'entamer une croissance plus graduelle sous l'effet de la contrainte nette (σ_{nette}), somme de la contrainte appliquée et des contraintes résiduelles. Le facteur d'intensité de contrainte associé à cette fissure interne de rayon a peut alors s'écrire à l'aide de la formule de Sneddon :

$$K_{net} = \frac{2}{\pi}\sigma_{nette}\sqrt{\pi a} \qquad \text{Équation 2. 39}$$

avec $\sigma_{nette} = \sigma_a + \sigma_r$ Équation 2. 40

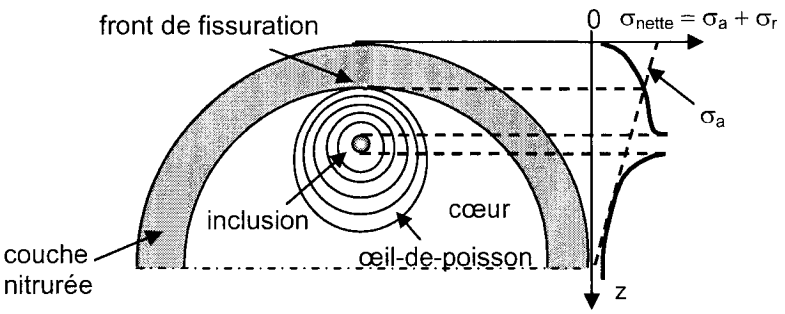


Figure 2. 17. Fissuration en œil-de-poisson d'après De la Cruz *et al.* (1998)

En flexion, le facteur K_{net} présente un maximum à l'interface entre la couche et le cœur avant de diminuer sous l'effet des contraintes résiduelles de compression de la couche de diffusion. Si la charge n'est pas suffisante pour que K_{net} soit supérieur au seuil de propagation K_s, la fissure ne se propage pas.

Plusieurs stades de croissance sont observés par Spies, Scharf *et al.* (1985) pour une fissure interne se développant dans un acier 20MnCr5 nitruré et sollicité en flexion rotative. Une fois l'œil-de-poisson amorcé, la fissure poursuit sa croissance jusqu'à ce qu'elle débouche en surface ou atteigne une taille critique. En effet, quand son facteur d'intensité de contrainte atteint la ténacité de la couche nitrurée, la fissure se propage de façon instable et suscite l'amorçage d'une fissure de surface. En général, la couche nitrurée rompt de façon brutale et fragile mais certaines zones sont caractéristiques d'une propagation en fatigue.

2.3.2.2 Durées de vie d'amorçage et de propagation d'une microfissure

Pour des durées de vies totales supérieures à 10^4-10^5 cycles, l'amorçage d'une fissure interne ou la propagation en stade I d'une microfissure dans le champ de contraintes autour de l'inclusion semble monopoliser la vie en fatigue. D'après Lankford, cité par Cowling (1986), des microfissures s'amorcent dès les 1 000 premiers cycles mais, pendant 75 % de la durée de vie, leur croissance est intermittente et peut s'arrêter. Si la fissure croît jusqu'à atteindre une taille critique de 50 µm, elle passe au stade II de la propagation. Cowling a tenté de vérifier ces observations en étudiant la chute de potentiel consécutive à la propagation d'une fissure dans des éprouvettes d'un acier En40B nitruré à diverses fractions de sa durée de vie. Aucune propagation n'est détectée avant les derniers 3 ou 4 % de la durée de vie pendant lesquels une croissance accélérée mène à la rupture. La technique de chute de potentiel ne présente cependant qu'une faible sensibilité aux fissures internes; des fissures de surface aussi petites que 40 µm peuvent être détectées et la technique peut éventuellement s'étendre à des fissures non débouchantes amorcées à faible profondeur mais, quand une fissure peut s'amorcer n'importe à l'intérieur du fût cylindrique de l'éprouvette, la méthode est a priori inefficace. Enfin, sur les échantillons sollicités à 40, 60 et 80 % de la durée de vie et rompus dans l'azote liquide, seul 1 des 5 échantillons testés à 80 % présente une fissure de fatigue mais rien ne garantit que la rupture dans l'azote liquide s'amorce à l'endroit de la microfissure interne.

2.3.3 INFLUENCE DE DIFFÉRENTS FACTEURS

En présence d'un gradient de contrainte dû, par exemple en flexion, la limite de fatigue associée au mécanisme interne (Spies et Trubitz 1996a) est fonction du matériau de base et de la profondeur de nitruration, qui détermine la profondeur d'amorçage.

2.3.3.1 Matériau de base

La fissuration interne ne dépend pas des caractéristiques de la surface mais plutôt de la dureté du cœur, de sa microstructure et de sa population inclusionnaire. En effet, comme

les fissures internes s'amorcent souvent sur des inclusions, une bonne propreté du métal de base favorise une longue durée de vie (Murakami 2002).

2.3.3.2 Couche de combinaison

Plusieurs travaux cités par Cowling (1986) montrent que la limite de fatigue est indépendante de la couche blanche. Genel *et al.* (2000) n'observent aucune influence de la couche blanche sur la limite de fatigue d'un acier 4140 nitruré par voie ionique. Selon Bell (1984), les conditions de traitement qui conduisent à une nitruration sans couche blanche donnent une couche de diffusion moins profonde, ce qui peut se traduire par une diminution de la limite de fatigue en flexion rotative pour une même dureté superficielle. Il semblerait que la couche de combinaison n'affecte le mécanisme de fissuration interne qu'à travers la diminution possible de profondeur de diffusion que son absence entraîne.

2.3.3.3 Profondeur de traitement

L'effet de la profondeur de traitement n'étant pas le même selon le type de sollicitation, flexion rotative et traction-compression seront traitées séparément.

En flexion, la résistance en fatigue d'un acier nitruré est d'autant plus élevée que la nitruration est longue et profonde comme le montre la figure 2.18. Selon Castex *et al.* (1987), la limite d'endurance et la profondeur conventionnelle de nitruration z_n, définie pour une dureté égale à celle du cœur plus 100 HV, sont reliées par une loi linéaire :

$$S_D^{nitruré} = S_D^{base} + c_1 \times z_n \qquad \text{Équation 2. 41}$$

Il n'est cependant pas exclu que l'augmentation linéaire de la limite de fatigue avec la profondeur de nitruration relative sature à partir d'une certaine valeur (Genel et Demirkol 1999). La contrainte appliquée en flexion est maximale en surface et décroît en direction de l'axe neutre. Le fait de déplacer plus loin dans le cœur le site d'amorçage nécessite une contrainte appliquée externe plus élevée pour avoir en interne une contrainte suffisante à l'amorçage. C'est ce qu'illustre la figure 2.19; pour une même contrainte nominale, la contrainte disponible sous la couche diminue quand la

profondeur de nitruration augmente. Cependant, cet effet est artificiel et ne correspond à aucune amélioration réelle du matériau.

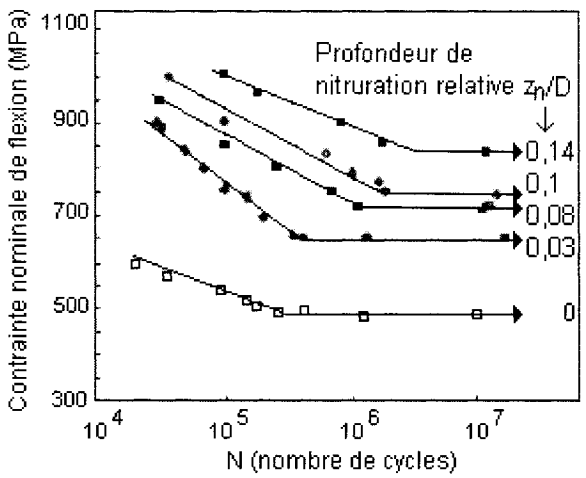


Figure 2. 18. Effet de la profondeur de nitruration sur la fatigue en flexion rotative d'un acier En40B (Bell et Loh 1982; Sun et Bell 1991)

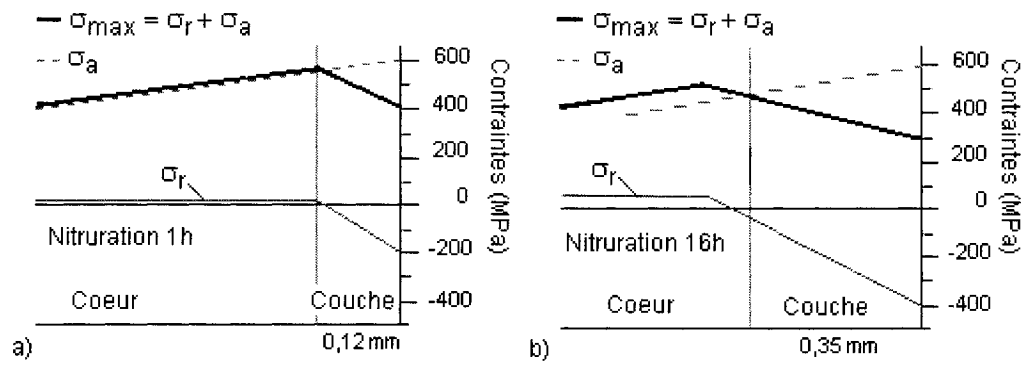


Figure 2. 19. Distribution de contraintes en flexion pour des profondeurs de nitruration de (a) 0,12 mm et (b) 0,35 mm (Genel *et al.* 2000)

Genel et Demirkol (1999) ont étudié des couches cémentées de différentes profondeurs. Ils constatent que, même si la cémentation la plus profonde correspond aux contraintes résiduelles les plus faibles, elle est associée à la limite d'endurance la plus élevée. La limite d'endurance est liée par une loi de puissance à la profondeur de cémentation relative. Une amélioration de 90 % peut être obtenue jusqu'à une profondeur relative de 0,1. La réduction des contraintes résiduelles et la facilité à former des fissures dans l'épaisse couche fragile expliqueraient, en partie, la stagnation de l'effet bénéfique de la

profondeur de diffusion à partir d'une certaine valeur. Dans une étude similaire consacrée à un acier 4140 nitruré par voie plasma, Genel *et al.* (2000) observent une augmentation linéaire de la limite de fatigue avec le rapport de la profondeur de nitruration conventionnelle sur le diamètre d'échantillon z_n/D (figure 2.20).

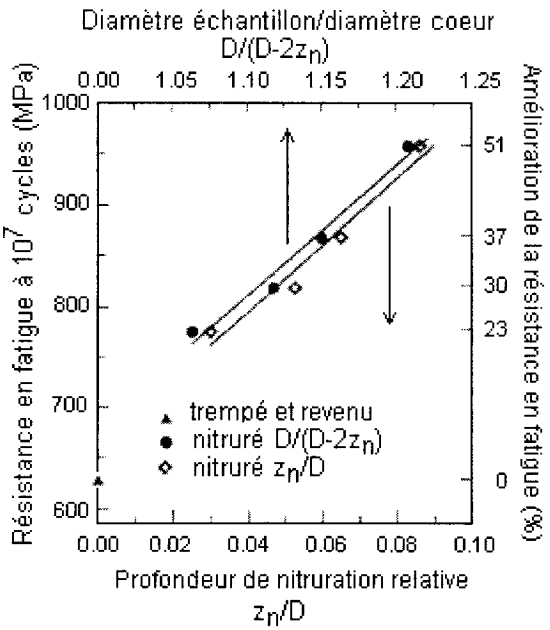


Figure 2. 20. Effet de la profondeur relative de nitruration ionique sur la résistance en flexion rotative d'un acier 4140 (Genel *et al.* 2000)

La littérature souligne l'augmentation continue de la limite de fatigue avec la profondeur de diffusion en dépit de l'évolution contraire de la dureté et des contraintes résiduelles avec le temps de nitruration. Komotori *et al.* (2001) ont sollicité en flexion rotative une éprouvette de 7 mm de diamètre d'un acier 1045 trempé par induction ultra rapide à des profondeurs variant entre 0,7 mm et 1,8 mm. Les échantillons avec une faible profondeur de trempe possèdent, en surface, des contraintes résiduelles de compression élevées contrebalancées par un pic de contraintes résiduelles de traction à l'interface entre la couche et le cœur. Plus la couche est épaisse, plus le champ de contraintes résiduelles est profond mais, pour des couches de plus de 1 mm, leur amplitude diminue. La fissure interne s'amorce toujours sous la couche durcie sauf dans le cas de la couche la plus profonde (2 mm) où elle s'amorce à l'intérieur même de la couche. Les valeurs

de résistance en fatigue interne pour différentes profondeurs de traitement tombent sur une courbe unique lorsque les résultats sont reportés en termes de contrainte locale au site d'amorçage.

Li *et al.* (2000) constatent que le traitement de nitruration plasma (NP) le plus profond correspond à la plus grande amélioration (figure 2.21). Cependant, si, en suivant l'exemple de Komotori, les courbes de Wöhler sont représentées non pas en fonction de la contrainte nominale (NP 10h et NP 40h) mais en fonction de la contrainte locale à l'interface entre la couche et le cœur (NP 10h corrigé et NP 40h corrigé), les deux profondeurs de nitruration ont des courbes semblables. L'écart subsistant est peut-être dû à des effets de volume sollicité et de dureté, le traitement de 40 h donnant une dureté plus grande.

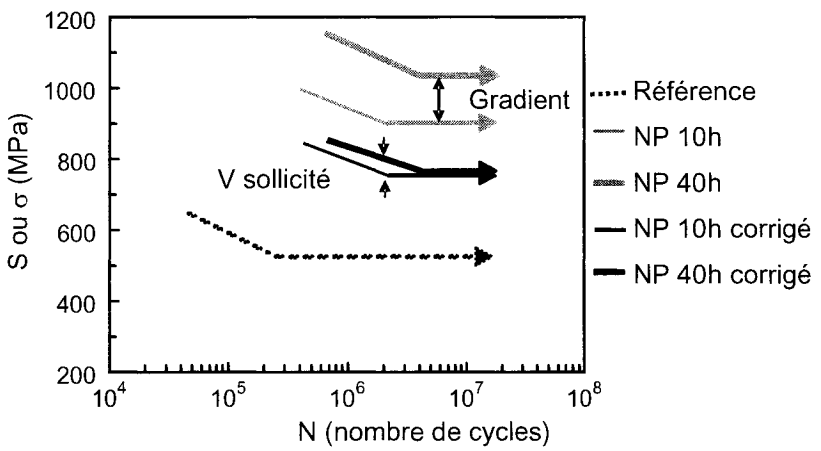


Figure 2. 21. Courbes S-N d'un acier 709M40 nitruré par voie plasma d'après Li *et al.* (2000)

Landgraf et Richman (1975) définissent une profondeur optimale de cémentation z^{opt} égale à la profondeur pour laquelle il y a équiprobabilité de rupture en surface et en interne. Cette précaution permet sans doute de limiter l'augmentation des contraintes résiduelles de traction dans le cœur avec le temps de nitruration, augmentation qui va de paire avec une diminution de la dureté et des contraintes résiduelles. En assimilant l'échantillon cémenté à un composite formé d'un cœur, peu résistant mais ductile, et

d'une couche, résistante mais fragile, Landgraf et Richman évaluent une profondeur de cémentation optimale dans une plaque d'épaisseur *2L* sollicitée en flexion :

$$z^{opt} = L\left[1 - \frac{\left(\sigma'_f - \sigma_{moy}\right)^{coeur}}{\left(\sigma'_f - \sigma_{moy}\right)^{couche}}\right] \qquad \text{Équation 2. 42}$$

Les propriétés du cœur et de la couche sont évaluées séparément en utilisant des aciers à teneur en carbone différente.

En flexion rotative, l'effet de la profondeur de nitruration sur la résistance au mécanisme de fissuration interne est indissociable d'un effet de gradient de contrainte et d'un effet d'échelle relié aux faibles dimensions du volume sollicité.

Les études de fatigue en traction sont rares. Cowling (1983) constate que, près de la limite de fatigue, la meilleure performance, pour un acier En41B, est associée au plus faible rapport de surface nitrurée (A_{couche}) sur surface de cœur (A_{coeur}), qui permette d'empêcher l'amorçage et la propagation d'une fissure en surface (figure 2.22); ceci rejoint la définition de profondeur optimale évoquée plus haut (2.42).

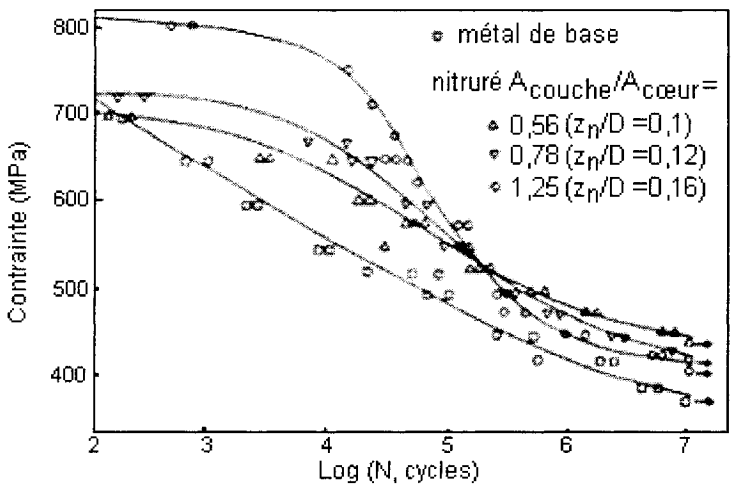


Figure 2. 22. Effet du rapport des surfaces $A_{couche}/A_{cœur}$ (= 1-[(*D*-2z_n)/*D*]) pour un acier En41B sollicité en traction-compression (Cowling 1983)

Une couche épaisse implique des contraintes résiduelles de compression profondes, mais peu élevées, équilibrées par des contraintes résiduelles de traction élevées qui peuvent

diminuer la résistance en fatigue interne. Par contre, en régime oligocyclique ($N < 10^5$ cycles), la nitruration doit être la plus profonde possible, les contraintes résiduelles peuvent être relaxées par la déformation plastique et la fissure s'amorce en surface.

L'influence de la profondeur de nitruration sur le comportement en fatigue nécessite de plus amples investigations dans des conditions de sollicitation sous contrainte uniforme (fatigue axiale) afin de caractériser, de façon sécuritaire, la résistance du matériau de cœur au mécanisme de fissuration interne.

2.3.3.4 Contrainte moyenne

L'effet d'une contrainte moyenne sur la fatigue d'aciers nitrurés ou traités en surface n'est presque jamais abordé dans la littérature. Spies et Trubitz (1996b) pressentent que la couche nitrurée possède une contrainte d'amorçage plus faible que la matrice en régime oligocyclique; la courbe de Wöhler relativement plate de l'acier nitruré suggèrerait une grande sensibilité à l'application d'une surcharge ou d'une contrainte moyenne de tension.

Des essais réalisés avec contrainte statique sur un acier En40B sollicité près de sa limite d'endurance montrent que les éprouvettes rompent à partir d'un mécanisme interne indépendamment du signe de la contrainte moyenne (Cowling 1986); une contrainte moyenne de tension diminue la résistance en fatigue par rapport à une contrainte moyenne nulle tandis qu'une contrainte moyenne de compression l'augmente. Cowling néglige la relaxation des contraintes résiduelles et la triaxialité des contraintes et suggère que la contrainte moyenne totale est égale à la somme de la contrainte statique et des contraintes résiduelles longitudinales. Comme le montre la figure 2.23, ses points expérimentaux tombent entre la droite de Goodman et la parabole de Gerber :

$$S_D = \sigma_D^{R=-1}\left\{1-\left(\frac{\sigma_{moy}}{R_m}\right)^{c_1}\right\} \text{ avec } c_1 = 1 \text{ pour Goodman et 2 pour Gerber} \quad \text{Équation 2. 43}$$

La contrainte moyenne appliquée (de tension ou de compression) est telle que la contrainte moyenne totale est toujours supérieure à zéro. Malheureusement, l'auteur ne

propose pas de méthode pour estimer la limite de fatigue interne pour une contrainte moyenne totale nulle. Sur la figure 2.23, on constate que celle-ci, qui est égale à environ 485 MPa, est supérieure à celle du métal de base, qui est de 383 MPa.

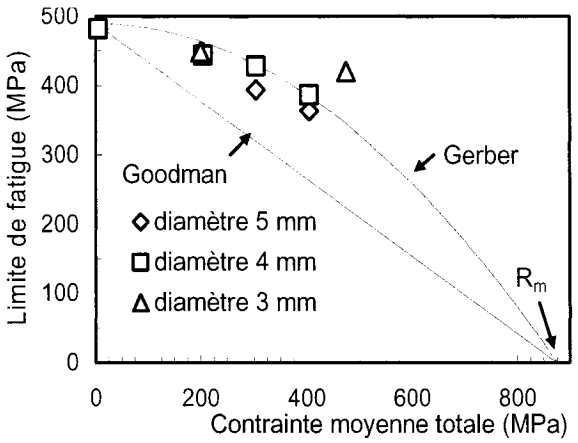


Figure 2. 23. Effet d'une contrainte moyenne sur un acier nitruré (Cowling 1986)

2.3.3.5 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont souvent assimilées à des contraintes moyennes bien qu'elles soient différentes de ces dernières puisqu'elles peuvent être redistribuées ou relaxées (Fuchs 1982). Zürn *et al.* (1988) superposent aussi distribution de contraintes résiduelles et distribution de contrainte appliquée pour calculer une contrainte nette bien que, selon Ericsson (1985), l'effet des contraintes résiduelles soit ainsi surestimé. La limite de fatigue en flexion est atteinte lorsque la contrainte nette, ou maximale, atteint la limite de fatigue du cœur (figure 2.19). Près de l'endurance, la prédominance du mécanisme de fissuration interne suggère à Jones et Martin (1978) que l'état de contrainte du cœur détermine seul l'endurance. La charge appliquée est insuffisante pour rompre la couche nitrurée. Superposée aux contraintes résiduelles de tension du cœur, elle permet l'amorçage et la propagation de fissures à partir d'inclusions. En admettant que la contrainte maximale de tension admissible dans le cœur à la limite de fatigue $\sigma_{nette}(z_n)$ est une constante du matériau, la contrainte appliquée à la limite de fatigue $\sigma_a(z_n)$ doit diminuer si la contrainte résiduelle du cœur augmente:

$$\sigma_{nette}(z_n) = \sigma_a(z_n) + \sigma_r^{coeur} \qquad \text{Équation 2. 44}$$

Si ce raisonnement est valide, une diminution de la limite de fatigue interne devrait être observée quand la profondeur de nitruration augmente puisqu'une nitruration longue engendre des contraintes résiduelles de traction à cœur plus élevées.

Selon Mittemeijer (1983), à un gradient de microstructure doit correspondre un gradient d'endurance $\sigma_D(z)$. Localement, la limite de fatigue σ_D et la résistance à la traction R_m seraient directement proportionnelles à la dureté, qui est elle-même proportionnelle aux microdéformations résiduelles moyennes. Bien que, selon Ericsson (1985), la proportionnalité ne soit vraie que, sur bord lisse, pour une dureté inférieure à 500 HV, Mittemeijer suppose qu'à une profondeur z, les deux grandeurs σ_D et R_m augmentent d'une quantité Δ proportionnelle aux microdéformations résiduelles moyennes locales $\varepsilon_r^{micro}(z)$:

$$\begin{aligned} \Delta\sigma_D^{micro}(z) &= c_1 \cdot \varepsilon_r^{micro}(z) \\ \Delta R_m^{micro}(z) &= c_2 \cdot \varepsilon_r^{micro}(z) \end{aligned} \qquad \text{Équation 2. 45}$$

avec c_1, c_2, constantes mesurées sur un matériau homogène

La variation de la limite de fatigue sous l'influence d'une contrainte résiduelle macroscopique $\sigma_r(z)$, assimilée à une contrainte moyenne, est décrite, selon Mittemeijer (1983), par l'équation de Goodman :

$$\Delta\sigma_D^{macro}(z) = -\frac{\sigma_D(z)}{R_m(z)}\sigma_r(z) \quad \text{avec} \quad \begin{cases} \sigma_D(z) = \sigma_D^{base} + \Delta\sigma_D^{micro}(z) \\ R_m(z) = R_m^{base} + \Delta R_m^{micro}(z) \end{cases} \qquad \text{Équation 2. 46}$$

$\sigma_D{}^{base}$ et $R_m{}^{base}$ sont, respectivement, la limite de fatigue et la résistance à la traction du métal de base. La limite de fatigue $\sigma_D(z)$ et la résistance à la traction $R_m(z)$ ne sont pas affectées par les macrocontraintes résiduelles mais elles dépendent des microdéformations et par conséquent de la profondeur z. À l'aide des équations 2.45 et 2.46, la distribution de la limite de fatigue dans la pièce nitrurée s'écrit :

$$\sigma_D(z) = \left[\sigma_D^{base} + c_1 \cdot \varepsilon_r^{micro}(z)\right] \cdot \left[1 - \frac{\sigma_r(z)}{R_m^{base} + c_2 \cdot \varepsilon_r^{micro}(z)}\right] \qquad \text{Équation 2. 47}$$

En flexion, la limite de fatigue apparente ou nominale S_D pour une fissure interne amorcée à une profondeur z_{am} s'écrit :

$$S_D = \sigma_D(z_{am}) \frac{R}{R - z_{am}} \qquad \text{Équation 2. 48}$$

D'après la forme de l'équation 2.48, on voit que la limite de fatigue nominale mesurée en flexion dépend de la limite de fatigue interne $\sigma_D\,(z_{am})$, intrinsèque au matériau, mais aussi du rayon de l'éprouvette R et de la profondeur de nitruration z_n qui, à eux deux, déterminent le gradient de contrainte dans la zone d'amorçage. À la profondeur d'amorçage, les contraintes résiduelles macroscopiques peuvent être négligées car, en flexion, la fissure s'amorce à l'interface entre la couche et le cœur là où la distribution de contraintes résiduelles passe par zéro. Selon Mittemeijer, la limite de fatigue du cœur $\sigma_D\,(z_{am})$ est plus grande que la limite de fatigue du matériau de base car si la fissure s'amorce sous la surface nitrurée, elle doit affronter les microcontraintes résiduelles engendrées par la nitruration et, éventuellement, les microcontraintes générées par le durcissement cyclique. Cependant, l'influence de l'environnement sur la fissuration n'est pas prise en compte. Sun et Bell (1991) remplacent la profondeur d'amorçage de l'équation 2.48 par la profondeur de nitruration, ce qui est légitime pour une sollicitation en flexion.

Mittemeijer vérifie la validité de son modèle en calculant, à l'aide de l'équation 2.47, la limite de fatigue à la profondeur d'amorçage $\sigma_D\,(z_{am})$ d'un acier 24CrMo13 pour différentes profondeurs de nitruration (figure 2.24). La relation (2.48) corrèle assez bien le rapport de la limite de fatigue nominale mesurée sur la limite de fatigue locale calculée. La distribution de limite de fatigue (2.47) lui permet de prédire, connaissant le gradient de contrainte appliquée, où (en interne ou en surface) et pour quelle contrainte critique une fissure peut s'amorcer dans une pièce cémentée. Cependant, pour calculer la limite de fatigue, il est impératif de connaître, non seulement la limite de fatigue et la

résistance à la traction du métal de base mais aussi les distributions de contraintes résiduelles micro- et macroscopiques et les constantes c_1 et c_2.

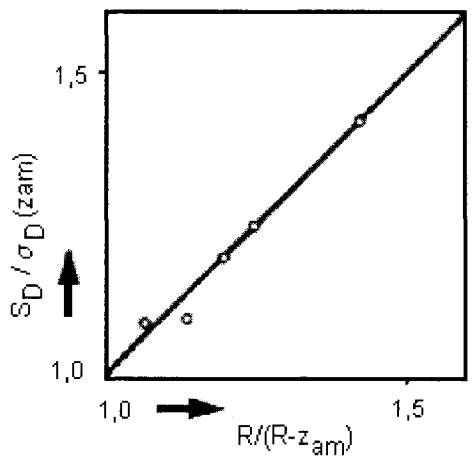


Figure 2. 24. Validité de la limite de fatigue interne calculée pour un acier 24CrMo13 nitruré (Mittemeijer 1983)

2.3.4 ANALYSE QUANTITATIVE DE LA FISSURATION SUR BORD LISSE

2.3.4.1 Prédiction de la limite de fatigue interne avec le paramètre $\sqrt{aire}$

Pour des aciers à haute résistance sollicités en fatigue axiale à très grand nombre de cycles, Murakami *et al.* (1999; 1998) ont introduit un modèle empirique de prédiction de la limite d'endurance en fonction de la dureté et de l'aire du défaut au site d'amorçage; ce modèle a été repris par de nombreux auteurs. Dans le régime de fatigue à très grand nombre de cycles, on a essentiellement un problème de fissures courtes pour lesquelles le seuil de propagation dépend de la longueur. Murakami propose une expression empirique du seuil ΔK_s pour une fissure s'amorçant sur un défaut dont la taille, comprise entre 40 et 500 µm, est quantifiée par le paramètre $\sqrt{aire}$, la racine carrée en micromètres de l'aire du défaut projeté sur le plan de rupture.

$$\Delta K_s = 3{,}3\times10^{-3}(HV+120)\sqrt{aire}^{1/3} \qquad \text{Équation 2. 49}$$

La limite de fatigue est définie comme la condition de non-propagation d'une fissure courte de longueur $\sqrt{aire}$. Les inclusions sont vues comme des défauts libres de contraintes, l'amorçage d'une fissure relaxant les contraintes thermiques.

$$\sigma_D = c_1 \frac{HV + 120}{\sqrt{aire}^{1/6}} \left(\frac{1 - R_\sigma}{2} \right)^{0,226 + HV \times 10^{-4}} \qquad \text{Équation 2. 50}$$

avec c_1, constante égale à 1,43 pour un défaut en surface, à 1,56 pour un défaut interne et à 1,41 pour un défaut juste sous la surface

Le modèle est comparé aux résultats obtenus sur un acier SCM435 au Cr-Mo trempé à 850°C et revenu à 170°C après cémentation et nitruration (Murakami *et al.* 1999). La fissuration interne est fréquente dans les aciers à haute résistance sollicités dans le domaine des gigacycles mais, dans le cas présent, l'utilisation d'un traitement de surface a certainement favorisé son apparition dès 10^5 cycles. Des éprouvettes de fatigue cylindriques sont sollicitées en traction-compression. Les contraintes résiduelles de compression en surface sont de l'ordre de -500 MPa alors que la dureté est de 800 HV en surface et de 600 HV à cœur. Murakami affirme que les contraintes résiduelles peuvent être traitées comme des contraintes moyennes qui modifient le rapport R_σ de l'équation 2.50. Cependant, les contraintes résiduelles au site d'amorçage interne n'ayant pas été mesurées, elles sont négligées. Les ruptures en fatigue s'amorcent sur des inclusions d'$Al_2O_3(CaO)_x$ sous la couche de diffusion. La courbe S-N présente une dispersion attribuée à la distribution en taille des inclusions et à l'inhomogénéité de la dureté et des contraintes résiduelles sur la section de l'éprouvette (figure 2.25.a). Si la résistance en fatigue expérimentale de l'acier SCM435 est divisée par la limite de fatigue calculée (2.50), une courbe de fatigue « normalisée » peut être tracée (figure 2.25.b). Les résistances normalisées de tous les échantillons rompus devraient être au-dessus de 1, c'est-à-dire au-dessus de la contrainte critique de propagation. En fait, le modèle de prédiction de la limite de fatigue apparaît non conservatif à raison de 10 %; la prise en compte d'une zone sombre, caractéristique d'une propagation assistée par l'hydrogène, permet d'améliorer la prédiction (figure 2.25.c). Pour améliorer la

prédiction, Song et Choi (2003) proposent un paramètre *√aire* modifié qui inclue une taille de fissure non propageante mesurée sur des éprouvettes non rompues à 10^7 cycles.

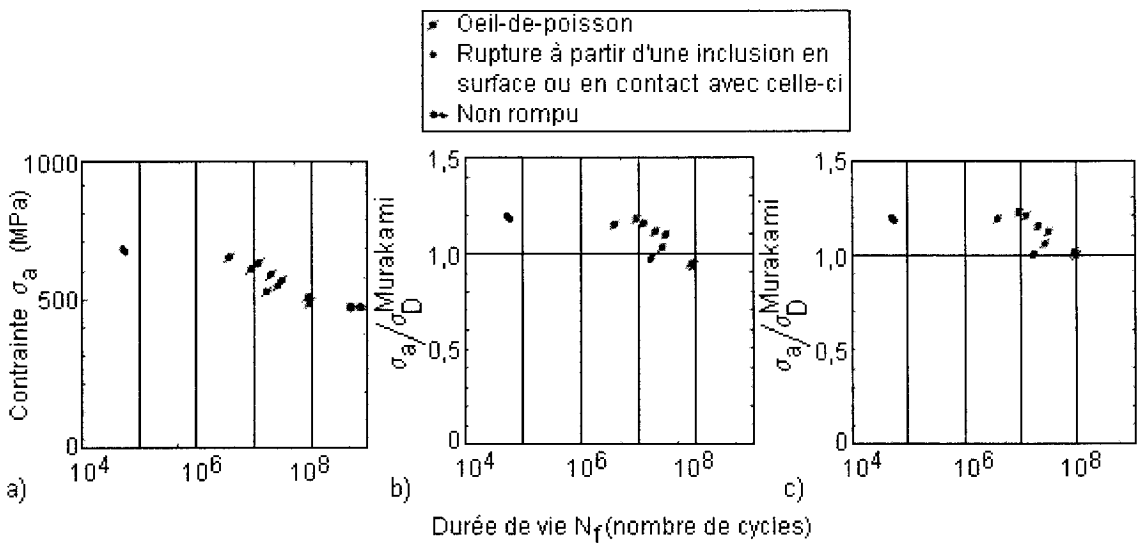


Figure 2. 25. Validité du paramètre *√aire* pour un acier SCM435 (Murakami *et al.* 1999)

La relation empirique (2.50) développée par Murakami permet, connaissant la taille maximale des inclusions non métalliques d'un acier, de prédire une limite de fatigue interne minimale. De plus, si une inclusion a une taille telle que la limite de fatigue correspondante (2.50) est supérieure à limite de fatigue intrinsèque du matériau sans défaut (= 1,6×*HV*), le modèle prédit son innocuité.

2.3.4.2 Concept de limite de fatigue locale

De nombreuses méthodes d'estimation de la limite de fatigue s'appuient sur l'analyse de Woodvine (1924), qui a été développée en 1924 pour un cylindre cémenté sollicité en flexion. Cette analyse suppose la limite de fatigue proportionnelle à la dureté tant que celle-ci est inférieure à 500 HV après quoi elle atteint un palier. Par conséquent, une surface nitrurée ou cémentée possède une distribution de limite de fatigue $\sigma_D(z)$, qui peut être corrélée à son gradient de dureté (figure 2.26). L'analyse de Woodvine prédit, qualitativement, l'occurrence d'une fissure interne jusqu'à une profondeur de cémentation critique, l'augmentation de la limite de fatigue interne avec la profondeur

de cémentation et la dureté à cœur, et l'amorçage d'une fissure en surface en présence d'une entaille. Les contraintes résiduelles sont négligées.

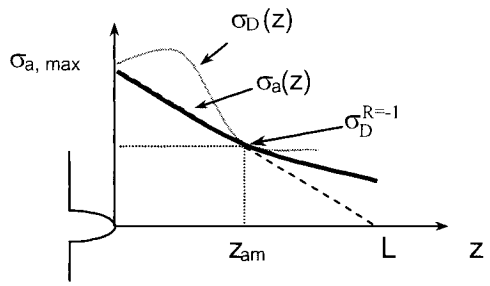


Figure 2. 26. Illustration de la limite de fatigue locale sur bord lisse ou au fond d'une entaille douce (Spies 1993)

Spies (Spies 1993; Spies *et al.* 1994) reprend le concept de limite de fatigue locale de Woodvine et recense les différents ajouts apportés depuis sa création notamment pour prendre en compte les contraintes résiduelles. Ainsi, Kloos et Velten proposent d'assimiler les contraintes résiduelles à une contrainte moyenne locale $\sigma_{moy}(z)$ et d'estimer leur effet sur la limite de fatigue locale $\sigma_D(z)$ à l'aide d'une équation de type Goodman :

$$\sigma_D(z) = \sigma_D^{R=-1}(z)\left[1 - \frac{\sigma_{moy}(z)}{R_m(z)}\right]$$

$$\text{avec} \quad \sigma_D^{R=-1}(z) = \begin{cases} 1{,}27HV(z) + 150MPa \text{ si } HV < 500 \\ 785MPa \text{ si } HV > 500 \end{cases} \qquad \text{Équation 2. 51}$$

L'équation 2.51 est similaire à l'équation 2.46 proposée par Mittemeijer (1983) pour estimer l'effet des contraintes résiduelles macroscopiques et des déformations résiduelles microscopiques, ou de la dureté, sur la limite de fatigue; l'effet de l'environnement sur le mécanisme interne n'est pas pris en compte.

Spies *et al.* utilisent le paramètre de Smith-Watson-Topper (SWT) *versus* la limite de fatigue en traction-compression du métal de base ($\sigma_D^{R=-1}$) comme critère d'endommagement. Le paramètre SWT permet de ramener sur une même courbe S-N des résultats obtenus à des rapports R_σ différents. Selon Spies et Trubitz (1996b), cette

approche est préférable à la relation de Goodman qui ne représente pas de façon satisfaisante l'effet d'une contrainte moyenne de compression. Le paramètre SWT permet aussi de ramener sur une même droite des points expérimentaux obtenus pour des profondeurs de nitruration différentes :

$$SWT = \sqrt{\sigma_{\max} E \varepsilon_a} \quad \text{avec} \quad \sigma_{\max} = \sigma_a + \sigma_{moy} + \sigma_r \qquad \text{Équation 2. 52}$$

Le calcul de la limite de fatigue locale (Spies, Kloos *et al.* 1996) n'a été appliquée qu'en flexion rotative. Elle nécessite de connaître la distribution de contraintes résiduelles, le profil de dureté, la profondeur d'amorçage et le gradient de contrainte. L'influence de l'environnement, air ambiant ou « vide », sur la propagation de fissures n'est jamais abordée, pas plus que l'influence de la taille du défaut sur lequel s'amorce la fissure.

2.3.4.3 Modèle du matériau composite

Un matériau nitruré peut être considéré comme un composite constitué d'un matériau de cœur ductile et d'un matériau de surface dur.

D'après Ebert (1978), dans une éprouvette cylindrique nitrurée, deux cylindres concentriques sont à considérer : l'un pour la couche nitrurée et l'autre pour le cœur. Ce cas est semblable à celui rencontré dans un composite à fibres unidirectionnelles, où matrice et fibres ont le même module d'Young. La loi des mélanges permet de déterminer les propriétés du composite à partir du comportement du cœur et de la couche. En supposant le composite chargé en tension axiale, le cœur et la couche, ayant les mêmes constantes élastiques, se déforment de la même façon quand un incrément de déformation élastique est appliqué. Des contraintes sont générées dans la direction axiale ou longitudinale. Mais, quand la déformation appliquée est suffisante pour provoquer une déformation plastique dans le cœur, celui-ci se déforme diamétralement plus que la couche élastique. L'effort entre la couche et le cœur est redistribué; la couche supporte une contrainte plus grande que le cœur. Un état de contraintes multiaxial est instauré.

Waraniak et Socie (1981) étudient séparément les composantes cœur et couche d'un acier cémenté afin de corréler leurs réponses avec celle du composite global; un

échantillon cémenté à cœur et un échantillon ayant subi les mêmes conditions de température que lors d'une cémentation simulent, respectivement, la couche de diffusion et le cœur. À la surface de la couche, la majeure partie de la vie en fatigue semble dépensée dans l'amorçage puisque aucune fissure n'est détectée même à 80 à 90 % de la durée de vie totale. Dans l'échantillon simulant le cœur, les grandes durées de vie sont dominées par l'amorçage et les courtes durées de vie par la propagation. Un matériau cémenté possède une résistance en fatigue à grand nombre de cycles supérieure à celles de ses deux composantes couche et cœur. L'intersection ($2N_f = 10^5$) des courbes ε_a -N respectives du cœur et de la couche coïncide avec un déplacement du site d'amorçage de la surface vers le cœur dans l'acier cémenté.

Seeger *et al.* (Baumel et Seeger 1989; Bruder et Seeger 1995) reprennent le concept de composite constitué de cylindres concentriques. Chaque cylindre possède une courbe σ - ε cyclique, une courbe de fatigue ε_a - N et des déformations résiduelles ε_r propres (figure 2.27).

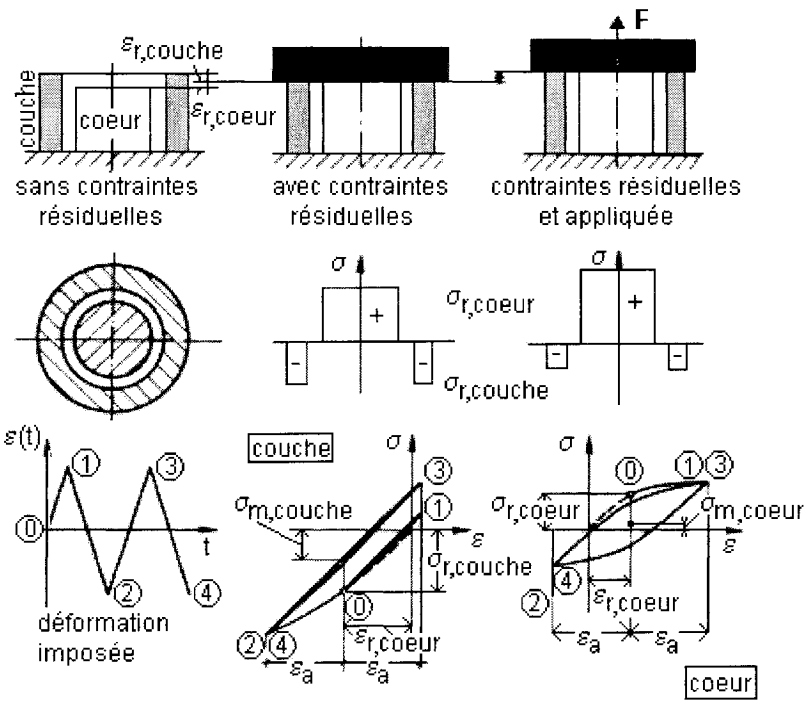


Figure 2. 27. Modèle du matériau composite et courbes σ - ε cycliques du cœur et de la couche (Baumel et Seeger 1989)

L'application d'un cycle de charge provoque un cycle de déformation interne ε_a, identique dans les deux cylindres, qui s'ajoute aux déformations résiduelles respectives ($\varepsilon_{r,\ couche}$ et $\varepsilon_{r,\ cœur}$). Les contraintes résultantes ($\sigma_{cœur}$ et σ_{couche}) sont différentes. En assimilant les contraintes résiduelles à des contraintes moyennes, les courbes σ - ε_a cycliques peuvent être calculées à partir des courbes σ - ε_a cycliques mesurées pour la couche (échantillon nitruré à cœur) et le cœur (métal de base) en l'absence de contraintes résiduelles. La courbe S - ε_a de l'acier nitruré est calculée à partir des courbes σ - ε_a de ses deux composants (figure 2.28.a). Pour connaître la durée de vie à une contrainte S donnée, il faut avoir mesuré ou estimé la courbe ε_a -N de l'acier nitruré ou plutôt la courbe ε_a -N de chacun de ses composants; la durée de vie de l'acier nitruré correspond à la durée de vie la plus courte. La courbe ε_a -N de la couche est mesurée sur un échantillon nitruré à cœur. Quant à la courbe ε_a -N du cœur, elle est soit mesurée sur une éprouvette nitrurée dont le cœur a été percé d'un trou dans la direction longitudinale afin de créer une surface « interne » en contact avec l'air (« calcul perçage du cœur » figure 2.28.b), soit estimée à partir de celle pour une fissuration à la surface du métal de base (« calcul nitruré » figure 2.28.b). Dans le premier cas, la durée de vie mesurée est inférieure à celle associée à la fissuration interne de l'acier nitruré. Dans le deuxième cas, elle a été corrigée en considérant que la croissance d'une fissure interne circulaire est retardée d'un facteur, calculé par l'équation 2.53, qui incorpore les effets d'une surface libre et de la différence de géométrie de fissure par rapport à la croissance d'une fissure de surface (Baumel et Seeger 1989). La prise en compte de l'effet de l'environnement nécessite une correction supplémentaire, qui, d'après la littérature, est de l'ordre d'un facteur 10.

$$\frac{N_f^{interne}}{N_f^{surface}} = \frac{1{,}12^{2m}}{2^{(1-m)}} \qquad \text{où } m \ (\approx 1{,}5) \text{ est le coefficient de la loi de Paris} \qquad \text{Équation 2. 53}$$

Ce modèle néglige la relaxation des contraintes résiduelles avec le nombre de cycles et suppose le comportement cyclique stable dès le second cycle (Bruder et Seeger 1995). Il s'applique à des couches assez minces pour ne pas influencer la déformation des pièces.

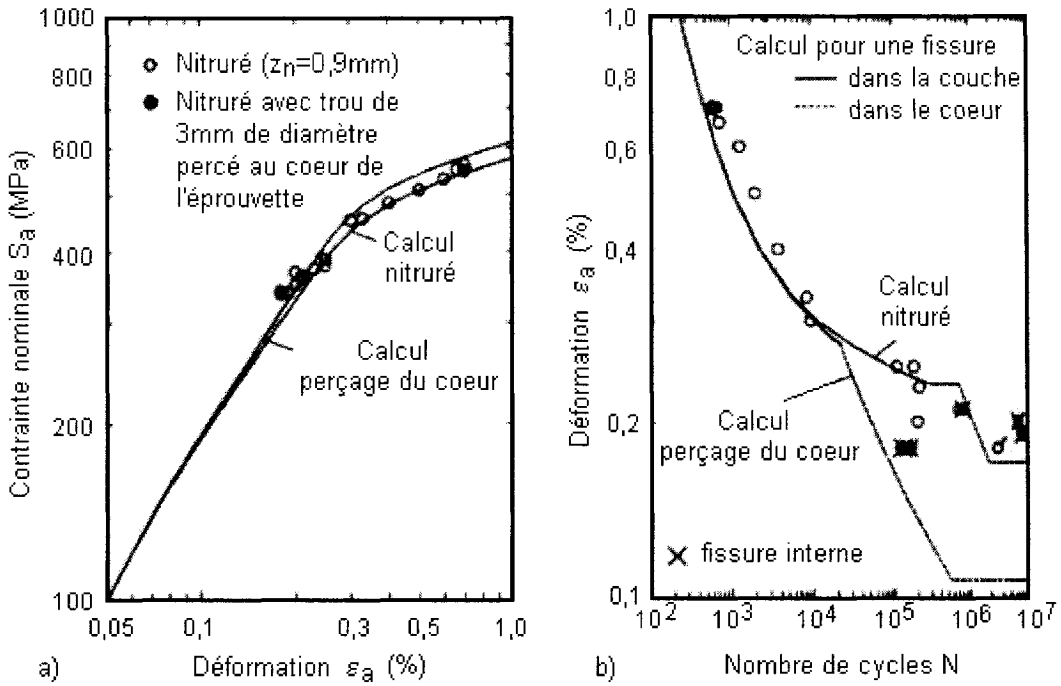


Figure 2. 28. Calcul de (a) *S* - *ε* et (b) *ε* -N correspondant pour un acier 1015 nitruré (Baumel et Seeger 1989)

2.3.4.4 Propagation d'une fissure interne

Quand une macrofissure est formée, la MLER permet de décrire la propagation de la fissure en stade II à condition que la déformation plastique reste confinée en fond de fissure. La propagation suit alors une loi de Paris avec un seuil de propagation qui dépend de la microstructure.

Selon Wang, Bérard, Rathery *et al.*(1999), le développement d'une fissure interne dans un acier à ressort comprend l'amorçage et la croissance d'une microfissure, la propagation d'une macrofissure et la rupture finale par déchirement ductile (figure 2.29).

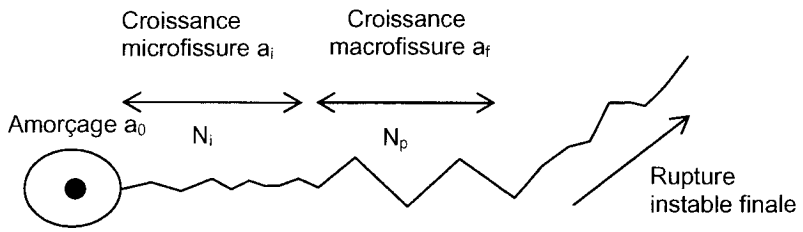


Figure 2. 29. Fissuration interne d'après Wang, Bérard, Rathery *et al.*(1999)

La vitesse de propagation dans des éprouvettes plates à entaille latérale singulière (SENT) est égale à :

$$da/dN = 2 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{m1} \quad \text{si } \Delta K > 2{,}5 MPa\sqrt{m}$$

$$da/dN = 2 \cdot 10^{-15} (\Delta K)^{m2} \quad \text{si } \Delta K < 2{,}5 MPa\sqrt{m} \qquad \text{Équation 2. 54}$$

L'article ne précise pas dans quelles conditions (environnement inerte ou ambiant) a été réalisé le suivi des fissures. L'amplitude du facteur d'intensité de contrainte est calculée avec les formules développées par Murakami *et al.* (1999) :

$$\Delta K = 0{,}65 \Delta\sigma \sqrt{\pi \sqrt{aire_{\max}}} \quad \text{pour une fissure en surface}$$

$$\Delta K = 0{,}5 \Delta\sigma \sqrt{\pi \sqrt{aire_{\max}}} \quad \text{pour une fissure interne} \qquad \text{Équation 2. 55}$$

L'intégration de la loi de Paris permet de calculer une durée de vie de propagation. La durée d'amorçage, obtenue par soustraction de la durée de propagation à la durée de vie en fatigue, représenterait environ 99 % de la durée de vie totale. Selon Zhang (1998), ce serait plutôt l'inverse. Une fissure interne s'amorce plus tôt qu'une fissure de surface mais se propage moins vite; 90 % de la durée de propagation est dépensée pour la croissance d'une fissure courte de 0,5 mm. Tout dépend en fait de la définition choisie pour l'amorçage.

2.4 TRAITEMENT DE SURFACE ET FATIGUE EN FOND D'ENTAILLE

2.4.1 COMPARAISON ENTRE ACIER TRAITÉ ET ACIER DE BASE

Au fond d'une entaille, la fissure s'amorce généralement en surface alors que, sur bord lisse, elle s'amorce plutôt à cœur où elle n'interagit pas avec le champ de contraintes résiduelles de compression de la couche. Les traitements de surface sont plus efficaces en fond d'entaille que sur bord lisse (Dörr et Wagner 1996). En flexion rotative, Song et Choi (2003) observent que la limite de fatigue d'un acier allié au Cr-Mo, si on lui

applique une trempe superficielle par induction, est multipliée par un facteur 2,09 sur bord lisse et par un facteur qui varie de 2,52 à 2,69 de l'entaille la plus aiguë à la plus douce. La figure 2.30 montre qu'une entaille nitrurée ($K_t = 2$) peut avoir une courbe de fatigue supérieure à celle du métal de base sur bord lisse. Plus le gradient de contrainte est abrupt, plus l'amélioration de la limite d'endurance est élevée.

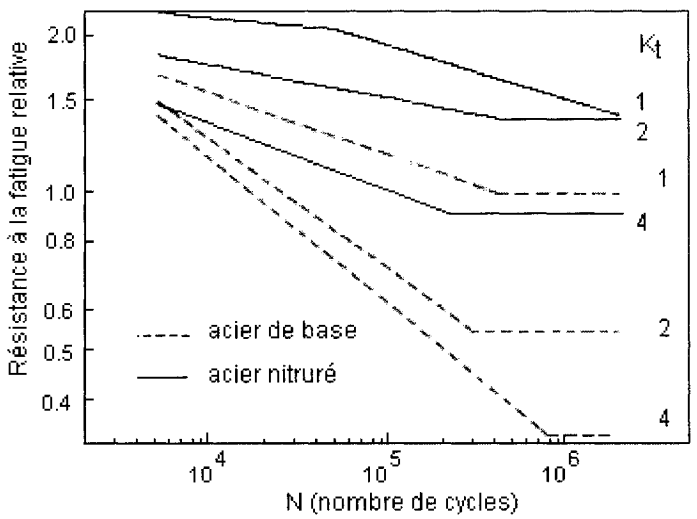


Figure 2. 30. Courbes S-N d'un acier 20MnCr5V entaillé et nitruré; la résistance en flexion rotative sur bord lisse du métal de base sert de référence (Spies *et al.* 1993)

Des essais en flexion montrent qu'une entaille ($K_t = 1,7$) peut diminuer la limite d'endurance d'un acier SS2131 de 38 % ($K_f \cong K_t$) mais qu'elle influe peu sur sa résistance en fatigue oligocyclique (figure 2.15). D'un autre côté, l'entaille diminue la limite d'endurance de l'acier nitruré de seulement 12 % mais son influence en fatigue oligocyclique est plus forte (De la Cruz *et al.* 1998). La nitruration augmente la limite d'endurance de l'acier de 115 % en fond d'entaille contre seulement 53 % sur bord lisse. L'amélioration de la limite de fatigue de l'acier entaillé et nitruré est attribuée aux contraintes résiduelles de compression qui diminuent l'effet de concentration de contraintes et réduisent la contrainte nette ($\sigma_{nette} = \sigma_a + \sigma_r$). Quand la contrainte appliquée est assez grande pour que les contraintes résiduelles soient relaxées par la déformation plastique, la fissure s'amorce en surface et la courbe S-N de l'acier nitruré rejoint celle du métal de base.

2.4.2 MÉCANISME DE FISSURATION EXTERNE À PARTIR D'UNE ENTAILLE

En présence d'entaille, le mécanisme de fissuration interne, s'il se produit, diffère peu du mécanisme sur bord lisse (§2.3.2). Par conséquent, nous nous intéresserons surtout au mécanisme de fissuration externe.

2.4.2.1 Entaille et position du site d'amorçage

L'effet du coefficient de concentration de contraintes K_t, pour une valeur comprise entre 1 et 4, a été étudié par Overbeeke et Van Lipzig (2000) notamment sur un acier 42CrMo4 nitruré et sollicité en flexion rotative. Le gradient de contrainte en fond d'entaille est un des facteurs qui déterminent qui, de la surface ou du cœur, sera le maillon faible. La fissure, qui conduit à la ruine de l'échantillon, s'amorce en surface quand le gradient est élevé et en interne quand il est modéré. L'amélioration de la résistance en fatigue est associée à l'augmentation de dureté. Les auteurs mettent en doute l'influence des contraintes résiduelles qu'ils n'ont pas mesurées.

Les essais, en flexion plane ou rotative, réalisés sur un acier 31CrMoV9 nitruré (z_n = 500 µm) avec des éprouvettes présentant différentes valeurs de K_t (figure 2.31) permettent à Kern et Spies (1993) de donner une interprétation plus substantielle. Pour un coefficient K_t inférieur à une valeur critique (1,36), l'éprouvette rompt par un mécanisme interne et la limite d'endurance augmente avec K_t alors que pour un coefficient K_t supérieur à la valeur critique, l'éprouvette rompt par un mécanisme de surface et la limite d'endurance diminue avec K_t. Il est possible que, quand le coefficient K_t de l'éprouvette augmente, la limite de fatigue interne augmente car la contrainte disponible sous la couche diminue comparativement à la contrainte nominale en surface et à la contrainte locale sur bord lisse. Quand la limite de fatigue de la couche est atteinte, la rupture en surface est favorisée et la limite de fatigue de l'acier nitruré diminue avec une nouvelle augmentation de K_t. La haute limite de fatigue de la couche compense l'effet néfaste de l'entaille de sorte que la limite de fatigue en fond d'entaille peut être supèrieure à celle du métal de base sur bord lisse (Spies *et al.* 1993).

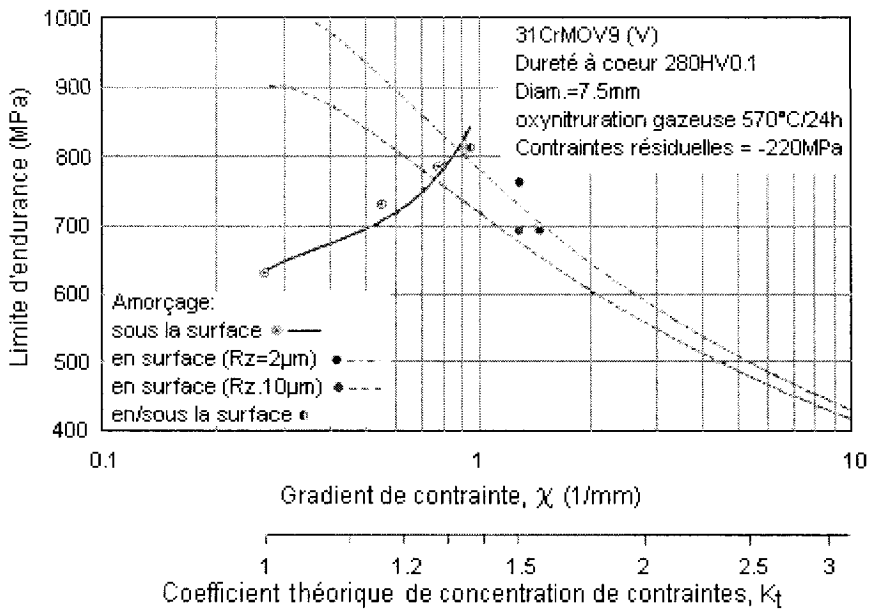


Figure 2. 31. Limite de fatigue en flexion rotative en fonction du gradient de contrainte χ (Spies *et al.* 1994)

2.4.2.2 Fractographie

Jack et Winnik (1979) ont réalisé des essais de fatigue en flexion rotative sur des échantillons d'acier En40B dotés d'une entaille très douce ($\rho = 40$ mm) et nitrurés. Ils constatent que la surface de rupture comporte trois zones : un anneau externe est associé à la rupture fragile de la couche (zone fibreuse), un anneau intermédiaire à la partie du cœur rompue en fatigue ductile (zone radiale) et le centre à la rupture finale par coalescence des microvides.

La fissure se propage du fond d'entaille vers l'intérieur de la couche de diffusion. Celle-ci possède une grande résistance intrinsèque à la déformation plastique et d'importantes contraintes résiduelles de compression, deux facteurs qui vont réduire la taille de la zone plastique en fond d'entaille et donc ralentir la fissure.

Selon Terres *et al.* (2003), une éprouvette d'un acier 42CrMo4 entaillée et nitrurée ($K_t = 1{,}6$), sollicitée en flexion 3 points, rompt toujours par un mécanisme de fissuration externe. La fissure s'amorcerait à l'intérieur de la couche de combinaison; les auteurs se

fondent sur le fait que la couche de combinaison des échantillons non rompus à très longue durée de vie ne présente aucune fissure. À l'intérieur de la couche de diffusion, la fissure suit un chemin transgranulaire sur une distance égale à deux anciens grains γ puis elle se propage de façon intergranulaire. La décohésion intergranulaire et l'absence de stries de fatigue seraient caractéristiques d'une propagation fragile.

Newaz (1987) fait des observations quelque peu différentes sur un acier 8620, entaillé et cémenté, sollicité en traction-compression. En fatigue oligocyclique, le faciès de rupture très plat ressemble à celui sur bord lisse mais en fatigue à grand nombre de cycles, l'endommagement de l'interface, dû à un état de contrainte triaxial, produit une marche avec éventuellement amorçage d'une fissure interne.

2.4.3 INFLUENCE DE DIFFÉRENTS FACTEURS

Dans l'étude des facteurs influents, il convient de distinguer la fissuration de surface de la fissuration interne sachant que ce qui détermine l'apparition de l'un ou de l'autre de ces mécanismes, c'est bien souvent le gradient ou la distribution de contraintes.

Quand la température de nitruration augmente, la limite de fatigue de la surface diminue car la croissance des précipités abaisse la dureté (Braam *et al.* 1997). La limite de fatigue en fond d'entaille dépend essentiellement des propriétés intrinsèques de la couche. Elle croît avec la dureté de cette dernière pour une profondeur de nitruration donnée. La limite de fatigue interne est une fonction de la dureté à cœur, des défauts du métal de base, des contraintes résiduelles de traction et du gradient de contrainte à la profondeur considérée, qui dépend de la géométrie de l'éprouvette et du type de sollicitation. Alors que la limite de fatigue de la couche dépend surtout de l'importance, de la profondeur et de la stabilité des contraintes résiduelles de compression, celle du cœur est principalement fonction de la dureté du métal de base. Spies *et al.* (1993) constatent que la plus grande amélioration de résistance en surface est associée au matériau montrant le plus grand accroissement de dureté par rapport au cœur, la surface la plus dure et les contraintes résiduelles de compression les plus hautes.

2.4.3.1 Matériau de base

Les éléments d'addition du métal de base déterminent sa réponse à la nitruration. Des contraintes résiduelles deux fois plus élevées et une plus grande dureté de l'acier nitruré 31CrMoV9 conduisent à une résistance en fatigue supérieure à celle de l'acier Ck45 (Spies et Trubitz 1996a). Par contre, les deux matériaux ont une résistance en fatigue interne semblable du fait d'une dureté de cœur équivalente. Seule change la transition entre le mécanisme interne et le mécanisme externe qui intervient à une contrainte plus élevée pour l'acier 31CrMoV9; sur la figure 2.31, la courbe associée à la fissuration externe de l'acier Ck45 serait décalée vers le bas par rapport à celle représentée pour l'acier 31CrMoV9.

2.4.3.2 Couche de combinaison

Certains auteurs observent une influence de la microstructure de la couche blanche dans le cas d'une fissuration externe. Rie *et al.* (1982) rapportent ainsi que la résistance en fatigue d'un acier 34CrAlMo5 nitruré par voie plasma est légèrement plus élevée pour une couche blanche biphasée $\varepsilon(\gamma')$ que pour une couche monophasée γ' plus douce. La couche biphasée peut avoir une résistance en fatigue en fond d'entaille de 5 à 9 % plus élevée (Spies *et al.* 1993; Spies 1993). Elle est plus épaisse et moins poreuse que la couche monophasée et possède une ténacité et des contraintes résiduelles plus grandes. Cependant, l'auteur suppose que la présence d'un champ de contrainte entre les réseaux cristallins des deux phases pourrait favoriser une microfissuration bien qu'un tel effet n'ait pas été observé. Par ailleurs, la couche blanche est plus sensible à l'application d'une surcharge et Terres *et al.* (2003) remarquent que l'effet bénéfique de la nitruration (ionique) peut être diminué si la couche blanche est endommagée, par exemple par une sollicitation en fatigue oligocyclique.

2.4.3.3 Profondeur de traitement

Li *et al.* (2000) constatent que, contrairement au bord lisse (figure 2.21), l'acier 709M40 entaillé et nitruré rompt toujours à partir d'une fissure de surface. Par ailleurs, alors que sur bord lisse, la résistance (nominale) en fatigue flexion augmentait avec la profondeur

de nitruration, en présence d'une concentration de contraintes, la couche la plus profonde est moins performante que la couche la plus mince (figure 2.32). Ce résultat est interprété comme un effet des contraintes résiduelles de compression qui sont de 100 MPa plus faibles dans la couche profonde.

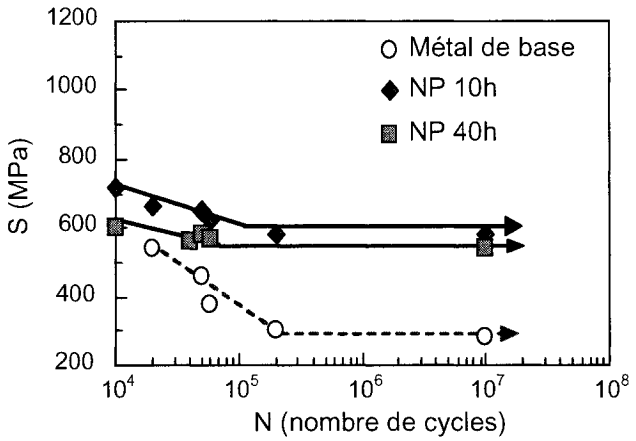


Figure 2. 32. Courbes S-N d'un acier 709M40 entaillé et nitruré par voie plasma (Li *et al.* 2000)

Wei et Chen (1994) étudient l'effet de la profondeur de trempe après chauffage superficiel au laser et trempe d'un acier 4130. Le traitement n'affecte que les faces d'une éprouvette plate (CT); la dureté et les contraintes résiduelles ne sont donc pas uniformes sur tout le front de fissuration. Ils observent un ralentissement des fissures après trempe superficielle. Ce retard à la propagation dépend directement du rapport de la profondeur durcie sur l'épaisseur de l'éprouvette plate CT. La propagation des fissures est ralentie quand ce rapport évolue de 0,23 à 0,44 et elle est accélérée pour des profondeurs plus grandes. Les contraintes résiduelles de compression, maximales pour un rapport de 0,44, favorisent la fermeture des fissures et diminuent la variation efficace du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff}.

D'après Ebert (1978), pendant la nitruration, les macrocontraintes (de compression) augmentent alors que les microcontraintes diminuent du fait de la précipitation discontinue qui provoque une relaxation partielle des contraintes résiduelles. Cette relaxation se poursuit avec la nitruration de couches plus profondes. C'est pourquoi

Menčik (1996) suggère que le rapport de la profondeur nitrurée sur le diamètre de la pièce en service soit maintenu inférieur à 0,1. La couche nitrurée doit être juste assez profonde pour contenir les fissures pouvant être présentes dans la pièce. Par ailleurs, les contraintes résiduelles de compression ne sont stables que si la somme de la contrainte appliquée et des contraintes résiduelles reste inférieure à la limite d'élasticité.

Sur bord lisse, l'amorçage est généralement interne (figure 2.33.a). Cependant, en flexion, il existe un gradient de contrainte appliquée. Si la profondeur de nitruration dépasse une valeur critique, l'amorçage peut avoir lieu en surface. En présence d'une entaille, l'amorçage se produit généralement en surface sauf si la profondeur de nitruration est inférieure à une valeur critique définie par :

$$z_n^c = R\left(1 - \frac{\sigma_D(z_{am})}{\sigma_D(0)}\right) \qquad \text{Équation 2. 56}$$

La distribution de contraintes est modifiée par la présence d'une entaille de sorte que la limite de fatigue de la surface est généralement atteinte avant celle du cœur (figure 2.33.b). L'endurance de l'acier nitruré est alors contrôlée par la dureté et les contraintes résiduelles en surface.

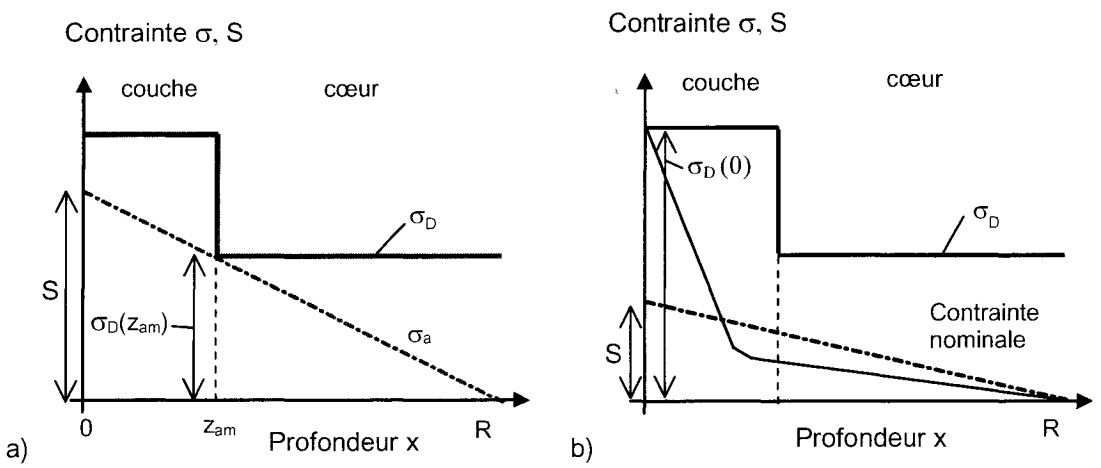


Figure 2. 33. Distribution de la limite de fatigue en flexion rotative pour (a) un bord lisse et (b) une entaille (Mittemeijer 1983)

2.4.3.4 Contraintes résiduelles

L'amélioration de la résistance en fatigue après un traitement de grenaillage est attribuée à deux caractéristiques de la surface traitée : la dureté et les contraintes résiduelles (Lyu *et al.* 1996). Ces deux effets ne sont pas physiquement dissociables et bien qu'il ne semble pas possible d'étudier leurs influences respectives, leurs contributions à la limite de fatigue de l'acier traité sont supposées distinctes.

Les contraintes résiduelles générées par un traitement thermochimique peuvent être relaxées en fatigue oligocyclique mais en fatigue à grand nombre de cycles, cette relaxation est moindre; leur effet est d'autant plus grand que le métal est dur. Il est difficile de décrire l'influence des contraintes résiduelles indépendamment des autres propriétés du matériau nitruré. Leur introduction s'accompagne toujours d'un accroissement de la dureté superficielle qui joue également un rôle sur la résistance en fatigue. D'une manière générale, les contraintes résiduelles de compression semblent augmenter la contrainte d'amorçage en surface par un effet de contrainte moyenne et elles augmentent la durée de vie de propagation en diminuant l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte par un effet de fermeture.

Cowling (1986) mentionne une expérience d'Ebert datant de 1978 sur des aciers cémentés qui a été menée de façon à obtenir des échantillons ayant, en surface, des contraintes résiduelles de compression différentes mais une même dureté. Les résultats auraient montré que la limite d'endurance augmente avec les contraintes résiduelles de compression. Ce résultat est toutefois à prendre avec réserve puisque Ebert aurait utilisé des aciers de différentes trempabilités pour réaliser ses échantillons.

L'introduction de contraintes résiduelles de compression par laminage superficiel augmente la limite de fatigue en fond d'entaille de 95 % pour un rayon de courbure de 1 mm et de 182 % pour un rayon de 0,3 mm (Xu *et al.* 1992; 1994). En traction-compression, les contraintes résiduelles sont stables et réduisent le facteur d'intensité de contrainte effectif. L'interaction entre la contrainte alternée et les contraintes résiduelles

et une éventuelle relaxation de ces dernières doivent être prises en compte (Xu *et al.* 1996).

L'influence des contraintes résiduelles est difficile à distinguer de celle de la dureté. Mazal *et al.* (1998) ont sollicité en flexion 4 points un acier (0,54 %C, 0,71 %Mn, 1,46 %Si et 0,59 %Cr) traité par nitruration ou oxynitruration. Pour une même profondeur de diffusion, la dureté superficielle de l'acier oxynitruré est inférieure à celle de l'acier nitruré et les microcontraintes résiduelles de compression sont diminuées de moitié. L'amélioration de la limite d'endurance est de 70 % après nitruration contre seulement 59 % après oxynitruration. La fractographie ne permet pas de distinguer les deux traitements; les fissures s'amorcent sur des inclusions fragiles d'alumine situées à 0,2 ou 0,3 mm sous la surface. Il est difficile d'attribuer la diminution des propriétés en fatigue à la seule relaxation des contraintes résiduelles puisque l'oxynitruration conduit aussi à un adoucissement de la surface.

2.4.3.5 Contrainte moyenne

Zürn et Razim (1989) sollicitent en flexion des éprouvettes entaillées (K_t = 1,5 et 2,3) et cémentées d'un acier 20MoCr4. L'effet d'entaille seul n'est pas étudié puisque aucun essai sur bord lisse n'est reporté pour comparaison. Toutes les ruptures se produisent par le mécanisme externe. La résistance en fatigue des échantillons cémentés montre une dépendance linéaire vis-à-vis de la contrainte moyenne (figure 2.34).

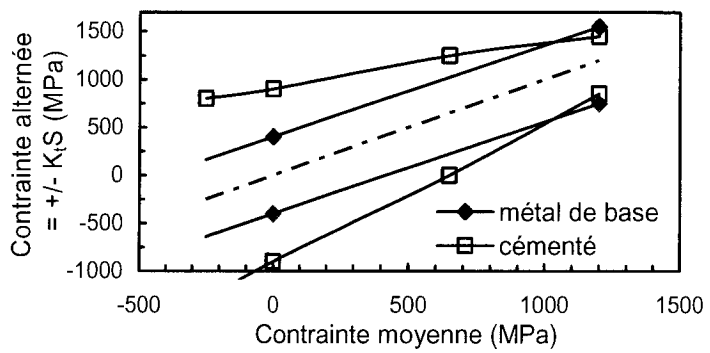


Figure 2. 34. Effet de la contrainte moyenne sur la limite de fatigue (locale) d'éprouvettes entaillées (K_t = 2,3) et cémentées (Zürn et Razim 1989)

Les contraintes résiduelles de compression diminuent la contrainte moyenne et par le fait même diminuent la sensibilité du matériau cémenté à la contrainte moyenne. Le métal de base est toujours insensible puisque, quand la contrainte statique de tension augmente, l'amplitude de contrainte appliquée reste la même. Sur le diagramme de Goodman-Smith, l'acier cémenté et l'acier de base se croisent pour une valeur critique de la contrainte moyenne. Au-dessous de cette valeur, le matériau cémenté a une résistance en fatigue supérieure à celle du métal de base. Cependant, si le traitement introduit des discontinuités dans la microstructure (austénite résiduelle, fissures), cette amélioration disparaît aux chargements à contrainte moyenne élevée.

2.4.3.6 Effet d'échelle

En flexion rotative, une fissure amorcée à la contrainte nominale de flexion en surface doit se propager dans un gradient de contrainte décroissant. Plus le diamètre de l'éprouvette est faible, plus le gradient de contrainte est élevé et plus la limite de fatigue est grande par rapport à la limite de fatigue d'une éprouvette sollicitée en traction-compression. La flexion rotative est soumise à un effet d'échelle (§ 2.2.2.3). Pour un acier nitruré, l'effet d'échelle est encore plus important (figure 2.35.a). La fissure s'amorce en interne et une contrainte nominale élevée doit être appliquée en surface pour atteindre en sous-couche une contrainte critique. Plus la profondeur de nitruration augmente, plus le gradient de contrainte augmente et plus l'effet d'échelle est important.

En présence d'une entaille, le gradient de contrainte est encore plus élevé et l'effet d'échelle est accentué (figure 2.35.b). Grâce à la nitruration, la limite de fatigue du métal de base est multipliée au mieux par 1,35 sur bord lisse et jusqu'à 2,04 en présence d'une entaille. Les échantillons ayant les plus petits diamètres ont une limite d'endurance en entaille supérieure à celle sur bord lisse. Le gradient de contrainte est très élevé, la contrainte maximale est suffisante pour amorcer une fissure à la surface nitrurée et la grande résistance en fatigue de cette dernière est pleinement utilisée.

Pour des éprouvettes de faible diamètre, la transition mécanisme interne vers mécanisme externe se produit pour un coefficient K_t d'environ 1,4 tandis que pour une pièce de

50 mm de diamètre, la rupture peut s'amorcer en interne jusqu'à un coefficient K_t aussi grand que 4 (Spies et Trubitz 1996a). Quand le diamètre de l'éprouvette augmente (de 7,5 mm à 38 mm), la transition se produit pour un coefficient K_t plus grand et la limite de fatigue interne ne présente plus l'augmentation avec K_t observée sur la figure 2.31; le gradient de contrainte est beaucoup plus doux.

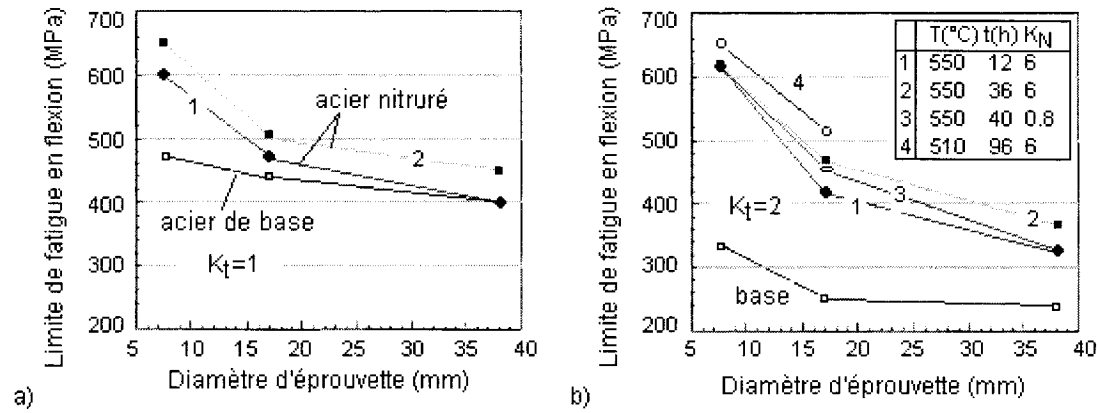


Figure 2. 35. Effet d'échelle sur la fatigue en flexion rotative d'échantillons (a) lisses ou (b) entaillés (Spies, Kloos *et al.* 1996)

2.4.4 ANALYSE QUANTITATIVE DE LA FISSURATION EN FOND D'ENTAILLE

2.4.4.1 Concept de limite de fatigue locale

2.4.4.1.1 Modification du concept original

Pour étendre le modèle de limite de fatigue locale aux éprouvettes entaillées, Lang propose l'équation suivante où il introduit un coefficient K_f estimé à partir d'une formule ressemblant à celle de Siebel et Stieler (Schijve 2001) :

$$S_D^{entaille} = \frac{\sigma_D^{R=-1}(0)}{K_f}\left(1-\frac{\sigma_{moy}+\sigma_r(0)}{1{,}33R_m}\right) \text{ où } K_f = \frac{K_t}{1+\frac{40}{HV(0)}\sqrt{\chi}} \qquad \text{Équation 2. 57}$$

Quant à l'approche avec le paramètre SWT (équation 2.52), celle-ci peut être modifiée pour prendre en compte la présence d'une entaille (Spies *et al.* 1994) et l'effet des

contraintes résiduelles. En utilisant $\sigma_D^{R=-1}$ estimé par l'équation 2.51 de Kloos et Velten comme critère, la limite de fatigue pour un amorçage en surface s'écrit :

$$SWT = \sqrt{\left(\sigma_a + \sigma_{moy} + \sigma_r(0)\right)\cdot \sigma_a} \times K_f = \sigma_D^{R=-1} \qquad \text{Équation 2. 58}$$

En résolvant le polynôme du second degré ainsi obtenu, on en déduit la contrainte nominale à la limite de fatigue $S_D^{entaille}$:

$$S_D^{entaille} = \frac{1}{2}\left(\sqrt{\left(\sigma_{moy} + \sigma_r(0)\right)^2 + 4\left(\frac{\sigma_D^{R=-1}(0)}{K_f}\right)^2} - \left(\sigma_{moy} + \sigma_r(0)\right)\right) \qquad \text{Équation 2. 59}$$

L'équation 2.59 corrélerait mieux les résultats en fond d'entaille que l'équation 2.57.

Le concept de fatigue locale s'adapte aussi bien au bord lisse qu'aux entailles mais la position du site d'amorçage doit être connue (figure 2.26). Pour un amorçage interne, Tan suppose les contraintes résiduelles négligeables et il considère une profondeur d'amorçage z_{am} qui dépend de la profondeur de nitruration z_n et du gradient de contrainte χ. La limite de fatigue interne au fond d'une entaille douce dépend de la dureté à cœur, qui détermine la valeur de $\sigma_D^{R=-1}$, ainsi que de la profondeur de traitement et de la géométrie d'éprouvette, qui influent sur la profondeur d'amorçage et le gradient de contrainte :

$$S_D^{entaille} = \frac{\sigma_{a,\max}}{K_f} = \frac{\sigma_D^{R=-1}(z_{am})}{1 - z_{am}\chi}\cdot\frac{n_\sigma(z_{am})}{K_t} \qquad \text{Équation 2. 60}$$

$$\begin{cases} \chi = \dfrac{1}{L} = \dfrac{1}{\sigma_{a,\max}}\left(d\sigma/dz\right)_{\max} \\ \dfrac{\sigma_{a,\max}}{\sigma_D^{R=-1}} = \dfrac{L}{L - z_{am}} \\ n_\sigma(z_{am}) = \dfrac{K_t}{K_f} \text{ à } z_{am} \end{cases}$$

L'équation 2.60 ne s'applique que sur bord lisse ou au fond d'une entaille très douce car elle ne prend en compte que le gradient de flexion ($\chi = 1/L = 2/D$) et néglige le gradient de contrainte de l'entaille. Pour prendre en compte ce dernier, le gradient χ de l'équation 2.60 est remplacé par un gradient « moyen » égal à $\left(\chi_{flexion} + 0{,}5\chi_{entaille}\right)$. La limite

d'endurance calculée corrèle les points expérimentaux de la figure 2.31 pour un amorçage sous la surface. La difficulté est d'évaluer z_{am}. On peut faire l'hypothèse que $z_{am} = z_n$, ce qui est vrai pour les gradients de contrainte les plus abrupts. Pour un gradient doux, l'expérience montre qu'il faut plutôt considérer une zone d'amorçage possible, étalée sur une certaine distance derrière l'interface entre la couche et le cœur, qu'une profondeur ponctuelle z_{am}. Par ailleurs, rien ne justifie que la limite de fatigue interne soit égale à la limite de fatigue $\sigma_D^{R=-1}$ mesurée à la surface du métal de base comme le suppose l'équation 2.60.

Spies réalise une synthèse des approches qui, selon lui, sont les plus efficaces, tout en distinguant explicitement le cas d'une fissure interne du cas d'une fissure externe. La limite de fatigue en fond d'entaille dépend de la structure de la couche, de l'effet d'entaille, de l'effet d'échelle, de la géométrie de l'éprouvette et de la rugosité de la surface (Spies *et al.* 1994). Pour une entaille douce ou un bord lisse, l'amorçage interne à une profondeur z_{am} est le cas le plus probable et la limite d'endurance est calculée à partir d'une équation semblable à (2.60) mais où une valeur locale de K_f est considérée (Spies et Trubitz 1996b). Connaissant la distribution de K_t grâce à un calcul par éléments finis, la limite de fatigue peut être calculée par (*Ibid.*) :

$$S_D^{entaille} = \frac{n_e(z_{am})}{K_t(z_{am})}\sigma_D^{R=-1}(z_{am}) \qquad \text{Équation 2. 61}$$

La limite de fatigue interne d'échantillons lisses ou avec une entaille douce peut s'écrire à partir de l'équation 2.60 ou 2.61 mais celle-ci ne prend pas en compte la dépendance de K_f vis-à-vis d'une contrainte moyenne ou de contraintes résiduelles et elle néglige l'existence possible de fissures non propageantes. Au fond d'une entaille sévère, l'amorçage a lieu en surface. La limite de fatigue peut être estimée par l'équation 2.59 qui prend en compte l'effet des contraintes résiduelles en surface mais néglige leur distribution en profondeur et leur influence sur la propagation des fissures.

Le modèle de fatigue locale n'est valable que dans la mesure où seul l'amorçage est considéré or, dans les pièces en service, la concentration de contraintes peut être

suffisamment importante pour que la propagation représente une part non négligeable de la durée de vie.

2.4.4.1.2 Prise en compte de l'effet d'échelle

Afin d'améliorer la prédiction en prenant en compte l'effet d'échelle, Kern et Spies (1993) utilisent une méthode développée par Kogaev et Serensen, qui s'appuie sur la statistique de Weibull et qui définit un « *design effect factor* » se substituant au coefficient de concentration de contraintes :

$$K_{\sigma'} = \frac{2K_t}{\left\{1+\left[(l/\chi)/(l/\chi)_0\right]\right\}^{-\nu_\sigma}} = \frac{2K_t}{\left\{1+\left[(l/\chi)/88{,}35\right]\right\}^{-\nu_\sigma}} \qquad \text{Équation 2. 62}$$

L'équation 2.62 utilise pour référence une éprouvette lisse de 7,5 mm de diamètre sollicitée en flexion rotative ($(l/\chi)_0$ = 88,35 mm^2). Le paramètre l représente la longueur efficace statistique, c'est-à-dire la longueur du volume sollicité sous forte contrainte. Il est défini comme une dimension de la section de l'éprouvette qui, pendant un cycle de sollicitation, est soumise à la contrainte maximale. Par exemple, un échantillon cylindrique de diamètre D sollicité en flexion rotative aura une longueur $l = \pi D$. ν_σ est une grandeur du matériau qui dépend de la sensibilité à l'effet d'entaille et à l'effet d'échelle. Trois paramètres sont pris en compte dans l'effet d'échelle : K_t, χ et l; les deux derniers fixent la taille de la zone d'amorçage possible. Des pièces, de forme et de taille différentes et soumises à des sollicitations différentes, auront un même comportement si elles possèdent le même rapport l/χ (Spies *et al.* 1994). La similitude implique que les éprouvettes supportent une même tension maximale pour une même quantité de matière. Ce modèle a été développé pour des pièces homogènes, non traitées en surface. En flexion rotative (figure 2.31), Spies a fait varier K_t et χ en utilisant des entailles identiques à l'exception du rayon de courbure. L'utilisation de K_σ' améliore l'estimation de la limite de fatigue en surface.

Ce modèle n'est, de l'aveu même de Spies, qu'une première approche qui ne rend pas compte de tous les résultats expérimentaux. Par exemple, il faudrait prendre en compte

la propagation et l'éventuel arrêt des fissures sous l'influence des contraintes résiduelles de compression. La déformation est supposée élastique même en fond d'entaille. De plus, dans le cas d'une fissure externe, une augmentation des contraintes résiduelles de compression au-dessous de -400 MPa ne provoque pas d'amélioration supplémentaire contrairement à ce que prévoit le paramètre SWT. Le comportement en fatigue de matériaux très durs ne peut être extrapolé à partir de lois élaborées pour des matériaux ductiles.

2.4.4.2 Modèle du matériau composite

Bruder et Seeger (1995; 1996) combinent leur modèle de matériau composite avec une approche de déformation locale pour estimer une durée de vie d'amorçage. La relation entre la contrainte et la déformation en fond d'entaille est estimée par une méthode analytique (loi de Seeger-Beste) ou par un calcul par éléments finis en considérant que le matériau traité équivaut à un matériau multicouche.

Le modèle du matériau multicouche ou composite (§ 2.3.4.3) permet de calculer le comportement contrainte/déformation sur bord lisse. Il ne s'applique que si la couche est suffisamment mince pour ne pas influencer la déformation de la pièce et pour que le cœur reste libre de contraintes résiduelles. La déformation totale de la couche est supposée égale à la somme de la déformation appliquée et de la déformation résiduelle.

En présence d'une concentration de contraintes, si la profondeur de la couche est du même ordre de grandeur que le rayon de l'entaille et qu'il se produit de la déformation plastique, la couche va influencer la déformation du cœur et un calcul élastoplastique par éléments finis est nécessaire. Le calcul nécessite de connaître les courbes σ - ε cycliques de la couche et du cœur.

La validité du modèle est vérifiée sur un acier Ck15 nitrocarburé et sur un acier 42CrMo4 grenaillé ou nitruré. La prédiction est assez bonne pour une entaille douce ($K_t = 2{,}1$) mais elle est plus précise pour le grenaillage, qui n'introduit pas de durcissement significatif de la surface, que pour la nitruration dont elle surestime légèrement la performance. Dans le cas d'une entaille sévère ($K_t = 4$) et pour un acier

nitrocarburé, elle est plutôt conservatrice car elle ne prédit pas le nombre de cycles de propagation.

2.4.4.3 Amorçage et propagation d'une fissure dans un champ de contraintes résiduelles

Nadkarni et Flavell (1986) ont sollicité en flexion 3 points des éprouvettes entaillées (K_t = 2,26 et 1,69) d'un acier En32 cémenté, carbonitruré ou nitrocarburé. La contrainte maximale ($\sigma_{max} = \sigma_a + \sigma_r$) étant à son plus haut en fond d'entaille en dépit des contraintes résiduelles de compression, c'est là que s'amorce la fissure. L'amorçage et la longueur des fissures sont suivis par la technique de chute de potentiel. Selon les auteurs, la nature et la profondeur du traitement n'influencent pas la durée d'amorçage N_{am} (figure 2.36) :

$$N_{am} = C_1 \Delta K_{entaille}^{\ m} \quad \text{avec} \quad C_1 = 8{,}03\times10^{13} \quad \text{et } m = -7{,}107 \qquad \text{Équation 2. 63}$$

où $\Delta K_{entaille}$ est un facteur d'intensité de contrainte décrivant le champ de contrainte en avant du fond d'entaille.

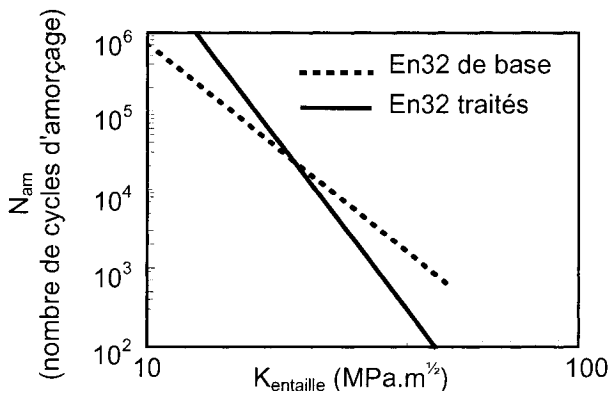


Figure 2. 36. Effet d'un traitement de surface sur le nombre de cycles d'amorçage (Nadkarni et Flavell 1986)

Les résultats montrent que la dispersion des vies d'amorçage est plus importante pour les matériaux traités que pour le matériau de base. Cet effet serait dû aux contraintes résiduelles que l'étude néglige. De plus, au-delà d'une certaine intensité de contrainte, les matériaux traités ont une durée d'amorçage plus courte que le matériau de base

(figure 2.36), ce que Nadkarni et Flavell expliquent par une ductilité cyclique plus faible et une légère consolidation de la surface traitée par rapport au métal de base. Par contre, ils constatent que les constantes C et m de la loi de propagation varient d'un traitement à l'autre. La résistance à la propagation des aciers traités est supérieure à celle du métal de base. La fissure, amorcée en surface, se propage dans la couche traitée qui, par sa grande résistance à la déformation plastique et ses contraintes résiduelles, ralentit la fissure. Xu *et al.* (1994), qui ont aussi utilisé la technique de chute de potentiel, observent une diminution de la vitesse de propagation dans un acier 5140, entaillé (K_t = 2,85) et soumis à un laminage superficiel, sollicité en traction-compression. Les contraintes résiduelles de compression introduites par le traitement de précontrainte s'étendent jusqu'à plus 1 mm de profondeur. Elles augmentent l'endurance et la résistance en fatigue, l'amélioration la plus élevée concernant la limite d'endurance. La figure 2.37 montre trois stades. Initialement, la vitesse croît avec la longueur de fissure car les contraintes résiduelles sont relaxées en surface. Puis, les contraintes résiduelles jouent pleinement leur rôle (0,3 à 1 mm) et la vitesse de propagation stagne avant de réaugmenter pour des fissures plus longues. Le ralentissement est attribué à un effet de fermeture où $P_{fermeture}/P_{max}$ atteint 0,5 ou 0,6 tandis qu'il n'est que de 0,2 dans le métal de base.

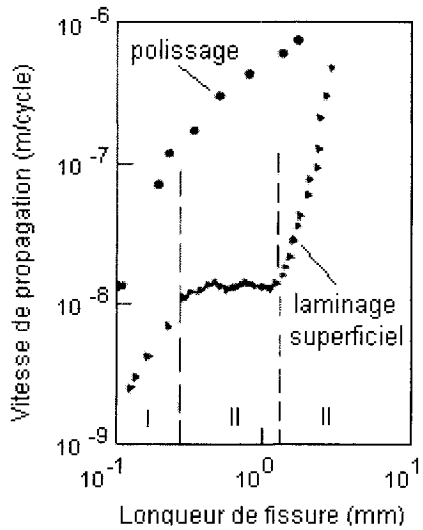


Figure 2. 37. Évolution de la vitesse de propagation avec la longueur de fissure pour un acier 5140 entaillé et laminé superficiellement ou poli (Xu *et al.* 1994)

La diminution de la vitesse de propagation sous l'influence des contraintes résiduelles peut être prise en compte à l'aide d'un facteur d'intensité de contrainte effectif qui tient compte du facteur d'intensité de contrainte appliqué et du facteur d'intensité de contrainte résiduelle K_{res}. L'évolution de celui-ci avec la longueur de fissure peut se calculer comme l'action des contraintes résiduelles de compression qui agissent perpendiculairement aux lèvres de la fissure (Kim *et al.* 1982). Une paire de forces ponctuelles P (figure 2.38) génère un facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure :

$$K = \frac{2P}{\sqrt{\pi a}} Y\left(\frac{x}{a}, \frac{a}{D}\right) \qquad \text{Équation 2. 64}$$

La distribution des contraintes résiduelles est prise en compte en remplaçant la charge P par $\sigma_r x \cdot dx$ et en intégrant sur la longueur de fissure a :

$$K_{res} = \int_0^a \frac{2\sigma_r dc}{\sqrt{\pi a}} Y\left(\frac{x}{a}, \frac{a}{D}\right) = \int_0^1 2\sqrt{\frac{a}{\pi}} \sigma_r Y\left(\frac{x}{a}, \frac{a}{D}\right) d\left(\frac{x}{a}\right) \qquad \text{Équation 2. 65}$$

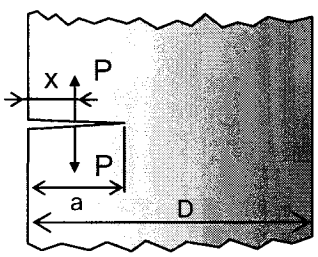


Figure 2. 38. Schéma d'une fissure soumise à une paire de forces ponctuelles *P*

À R_σ = -1, l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK_I peut être remplacée par K_{max} (U = 0,5) si on néglige la plasticité. Les contraintes résiduelles de compression abaissent K_{max} de la quantité prévue à l'équation 2.65. Une fissure de surface ne se propage que si la différence entre le facteur d'intensité de contrainte dû à la charge appliquée et le facteur d'intensité de contrainte dû aux contraintes résiduelles de compression (considéré comme positif) est supérieure au seuil de propagation ΔK_s. Cela permet aux auteurs d'estimer une longueur de fissure critique, qu'ils associent à la

longueur a_0 d'une fissure amorcée. En supposant un pic de contraintes résiduelles situé en surface, pour une charge donnée, plus les contraintes résiduelles sont élevées, plus la longueur de fissure critique est grande. Dans les pièces cémentées ou nitrurées, le pic de contraintes résiduelles peut se trouver à une certaine profondeur; la fissure se propage alors dans le champ de contraintes résiduelles avant d'en ressentir l'effet (figure 2.39). Dans le cas particulier où le pic de -345 MPa se trouve à 1 mm sous la surface d'un acier cémenté sollicité en flexion à 625 MPa, une fissure amorcée de 0,25 mm aurait une taille suffisante pour se propager jusqu'à 1 mm mais, à cette profondeur, le facteur d'intensité de contrainte effectif diminue à cause du profil de contraintes résiduelles et la fissure peut s'arrêter si la charge appliquée n'augmente pas.

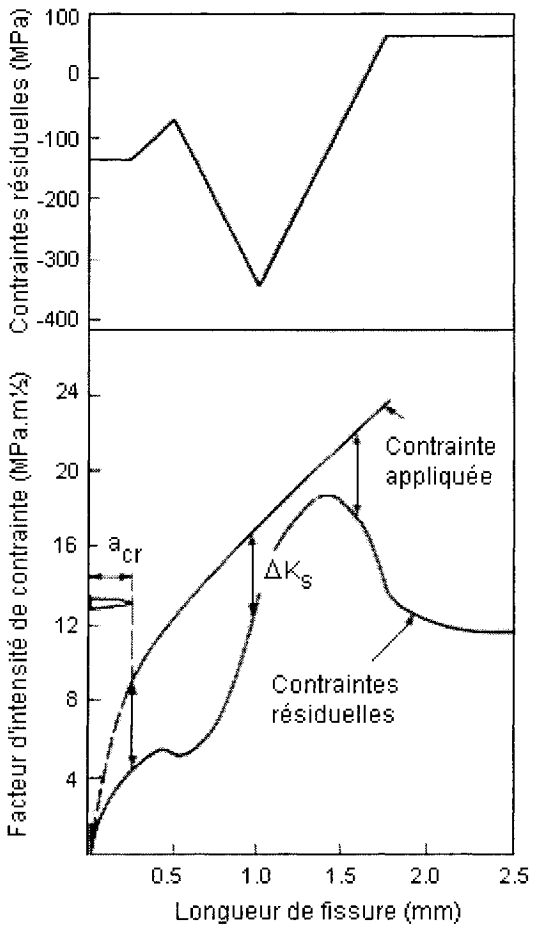


Figure 2. 39. Modification du facteur d'intensité de contrainte sous l'effet d'un champ de contraintes résiduelles typique de la cémentation (Kim *et al.* 1982)

2.5 SYNTHÈSE DE LA BIBLIOGRAPHIE

À la lecture de la bibliographie, une première constatation s'impose : la plupart des articles s'appuient sur des essais en flexion rotative et insistent sur l'augmentation de la limite de fatigue avec la profondeur du traitement de surface. Les effets conjugués du gradient de flexion et de la profondeur de traitement agissent sur la contrainte locale au site d'amorçage interne et sur le volume sollicité. D'une part, une contrainte nominale élevée doit être appliquée en surface pour créer à l'interface entre la couche et le cœur une contrainte suffisante au développement d'une fissure. Lorsque la profondeur du traitement augmente, la limite de fatigue nominale augmente bien que la fissuration interne s'amorce toujours pour une même contrainte locale. Si les résultats en fatigue flexion sont reportés non plus en fonction de la contrainte nominale mais en fonction de la contrainte locale au site d'amorçage, l'effet de la profondeur de nitruration n'est plus si important. D'autre part, la zone d'amorçage possible pour une fissure interne est confinée à l'interface entre la couche nitrurée et le cœur car le volume sollicité sous forte contrainte est bien plus faible sur les éprouvettes de flexion rotative que sur les éprouvettes de fatigue axiale. Les essais en flexion rotative, même sur bord lisse, sont soumis à un effet d'échelle supérieur à celui observé pour le métal de base.

Le comportement en fatigue de l'acier nitruré dépend du niveau de contrainte appliquée ou de la durée de vie considérée. En fatigue oligocyclique, la nitruration n'améliore par la durée de vie et peut même la diminuer à cause de la faible ductilité de la couche. En fatigue à grand nombre de cycles, une augmentation de la durée de vie est rapportée et l'acier nitruré rompt à partir d'un œil-de-poisson amorcé à coeur. La littérature fait état d'une vie en fatigue, au moins pour la fatigue aux grands nombres de cycles, gouvernée par l'amorçage. Cependant, l'importance du nombre de cycles d'amorçage par rapport au nombre de cycles total à la rupture est difficile à quantifier en interne.

Que la surface nitrurée comprenne ou non une couche blanche ne semble pas important à moins que les porosités de cette couche ne jouent le rôle de microentailles ou que l'acier rompe par un mécanisme de fissuration externe. L'étude de l'influence de la

couche de combinaison sur la fatigue sur bord lisse présente peu d'intérêt. Une éprouvette lisse nitrurée rompant le plus souvent par un mécanisme de fissuration interne a peu de chance de voir sa durée de vie influencée par la couche de combinaison en surface.

Pour une sollicitation en flexion, le site d'amorçage est situé juste sous la couche de diffusion. Par conséquent, plus l'épaisseur de la couche augmente et plus l'amorçage est repoussé à l'intérieur de l'éprouvette pour des contraintes appliquées en surface toujours plus élevées; la limite de fatigue de l'acier nitruré augmente continûment avec la profondeur de nitruration. Cependant, plusieurs auteurs font état d'un rapport surface nitrurée sur surface de cœur critique, autrement dit d'une profondeur de nitruration limite au-delà de laquelle ils ne constatent plus d'amélioration des propriétés en fatigue. Dans certains cas, ils observent même une dégradation de ces propriétés, que Cowling (1986) explique par une augmentation des contraintes résiduelles de tension du cœur avec les longues durées de nitruration. L'effet néfaste de ces contraintes résiduelles de traction est aussi relevé par Castex *et al.* (1987). La localisation de la zone d'amorçage sous la couche de diffusion d'une éprouvette sollicitée en flexion ne serait pas seulement due au confinement du volume sollicité mais aussi à la présence d'un pic de contraintes résiduelles de traction à l'interface entre la couche et le cœur. Cette nocivité possible des contraintes résiduelles du cœur nécessite une étude sous chargement axial. L'amélioration de la résistance en fatigue de la surface nitrurée semble résulter du durcissement de la surface et de l'introduction de contraintes résiduelles de compression. D'une part, la surface nitrurée dure diminue la ductilité de la surface de sorte que la déformation plastique locale nécessaire à l'amorçage d'une fissure est plus difficile à atteindre. D'autre part, les contraintes résiduelles de compression s'opposent à la propagation de fissures à partir de la surface et diminuent la sensibilité aux défauts de surface. Cependant, selon Xu *et al.* (1996), à R_σ = -1, la partie négative du cycle de fatigue risque de relaxer les contraintes résiduelles de compression diminuant ainsi les bénéfices d'un traitement de précontrainte. Bien qu'une évaluation de la stabilité des contraintes résiduelles s'impose, elle est rarement réalisée.

L'influence des traitements de parachèvement par oxydation ou trempe sur la fatigue des aciers nitrurés est peu étudiée dans la littérature malgré l'importance d'un traitement comme l'oxydation sur le plan industriel.

L'effet des contraintes résiduelles sur la limite de fatigue de l'acier nitruré est soit estimé à travers une relation de type Goodman, soit à travers un facteur d'intensité de contrainte effectif. Dans le premier cas, les contraintes résiduelles sont assimilées à une contrainte moyenne alors que dans le second, leur effet sur la fermeture des fissures courtes est pris en compte. L'analyse quantitative de la fissuration, en particulier celle dérivée du modèle de fatigue locale de Woodvine, s'applique souvent à des essais en flexion rotative sur bord lisse ou sur des éprouvettes entaillées pour lesquelles gradient de flexion et effet d'entaille se superposent. Le principe de base des analyses quantitatives est souvent le même. La contrainte effective dépend des distributions de la contrainte appliquée et des contraintes résiduelles, ces dernières étant prises en compte par l'équation de Goodman ou par le paramètre SWT. La fissuration se produit là où la distribution de contrainte appliquée coupe la distribution de la limite de fatigue locale, qui est une fonction de la dureté et des contraintes résiduelles.

En présence d'une entaille, l'augmentation de la résistance en fatigue apportée par la nitruration est bien plus importante que sur bord lisse. Une entaille nitrurée peut même avoir une résistance en fatigue supérieure à celle sur bord lisse comme le soulignent Spies *et al.* (1993). Toutefois, cette amélioration ne s'étend pas à la fatigue oligocyclique, domaine pour lequel De la Cruz *et al.* (1998) observent que la courbe de fatigue de l'acier nitruré rejoint celle du métal de base. En présence d'une concentration de contraintes, le mécanisme de fissuration externe est le plus probable bien qu'un gradient de contrainte suffisamment doux permette encore un amorçage interne (Overbeeke et Van Lipzig 2000). En fond d'entaille, la couche la plus profonde, mais avec des contraintes résiduelles et une dureté plus faibles que pour une couche mince, n'est pas nécessairement la meilleure contrairement à ce qui était observé sur bord lisse (Li *et al.* 2000). Si une fissure s'amorce à la surface nitrurée, la dureté et les contraintes résiduelles de la couche nitrurée exercent pleinement leur influence. Les observations

fractographiques reportées dans la littérature pour une fissure se propageant à partir d'un fond d'entaille sont parfois contradictoires. Il est difficile de savoir si la fissure s'amorce à l'intérieur de la couche de combinaison comme le soutiennent Terres *et al.* (2003) ou si la surface nitrurée rompt de façon fragile avant qu'une fissure de fatigue ne se propage dans le cœur comme le proposent Jack et Winnik (1979). Une analyse quantitative du comportement en fatigue des aciers entaillés nitrurés a été proposée par Spies. Ce dernier propose, comme pour le bord lisse, une prédiction de la limite de fatigue basée sur une condition d'amorçage de la fissure. Cependant, au fond d'une entaille sévère, une fissure peut s'amorcer et ne pas avoir une contrainte suffisante pour se propager, ce que la méthode de fatigue locale de Spies ne permet de prédire. Plutôt que l'approche de Spies basée sur un comportement élastique et un coefficient de concentration de contraintes effectif, Bruder et Seeger (1995) utilisent une approche de déformation locale pour prédire une durée de vie d'amorçage.

III OBJECTIFS

L'étude bibliographique nous permet de définir, dans ses grandes lignes, le comportement en fatigue d'un acier dont la surface a été renforcée par un traitement comme la nitruration. Par ailleurs, elle met en évidence certaines voies à développer pour une meilleure compréhension du phénomène. Les thèmes abordés dans la synthèse de la bibliographie permettent de détailler les objectifs énoncés dans l'introduction.

Un premier objectif sera de réaliser les essais en fatigue de cette étude dans des conditions où toute la section de l'éprouvette de fatigue est soumise à une contrainte uniforme, c'est-à-dire en fatigue axiale sur bord lisse, ce qui permet de minimiser l'effet d'échelle (Limodin *et al.* 2003). Plus le volume sollicité sous contrainte homogène est large, plus la probabilité d'y trouver un gros défaut sera élevée. La durée de vie en fatigue associée à ce gros défaut, représentatif d'un large échantillon de matière, offrira donc une estimation sécuritaire de la vie en fatigue du matériau considéré. La conception de l'éprouvette de fatigue fera l'objet d'essais préliminaires afin de sélectionner la géométrie offrant le plus grand volume sollicité tout en s'assurant qu'il n'y ait pas de risque de flambement de l'éprouvette. Enfin, les essais en flexion rotative ne permettent pas d'étudier l'influence d'une contrainte moyenne, influence que nous étudierons par des essais en traction répétée ($R_\sigma = 0$) que nous comparerons à ceux réalisés en traction-compression ($R_\sigma = -1$).

Le mécanisme de fissuration interne en œil-de-poisson est fondamentalement le même que l'acier soit nitruré ou non mais en l'absence d'un traitement qui vient renforcer la surface, ce mécanisme ne conduit à la ruine de l'échantillon que pour les très longues durées de vie. Par conséquent, il est approprié de s'appuyer sur l'abondante littérature traitant de la fissuration interne des aciers dans le domaine des très longues durées de vie, et en particulier sur les travaux de Murakami et *al.*, pour étudier le même phénomène dans les aciers nitrurés. L'étude des facteurs influents comme la

composition chimique, la taille et la position des inclusions non métalliques sera réalisée à partir des observations fractographiques des éprouvettes rompues en fatigue; l'influence de la position et de la taille des inclusions sur la fatigue ne pouvant être étudiée qu'à l'aide d'un essai sous contrainte uniforme. À défaut de pouvoir mesurer réellement les durées d'amorçage et de propagation en interne, certaines méthodes de prédiction de la durée de vie proposées par la littérature seront appliquées afin de vérifier la dépendance du mécanisme de fissuration interne par rapport à certains paramètres comme la taille d'inclusion, les contraintes résiduelles de traction.

Les paramètres de nitruration seront sélectionnés par Nitrex pour donner une couche blanche de quelques micromètres. L'amélioration de la résistance en fatigue sera ainsi évaluée dans des conditions où la résistance à l'usure est généralement augmentée. De cette façon, même si l'influence de la couche blanche sur l'amorçage de fissures de surface ne peut être correctement évaluée, son effet sur le comportement en fatigue sera pris en compte.

L'influence de la profondeur de nitruration sur le comportement en fatigue sera étudiée sur des éprouvettes soumises à une contrainte appliquée uniforme en traction-compression pour éviter une augmentation artificielle de la résistance en fatigue due au gradient de contrainte. Trois durées de traitement seront réalisées afin d'obtenir trois profondeurs de diffusion suffisamment distinctes pour explorer l'influence de la profondeur de nitruration sur le comportement en fatigue. La question se pose notamment de savoir si la transition d'un mécanisme de fissuration externe vers un mécanisme de fissuration interne dépend du gradient de microstructure générée par la nitruration et, en particulier, de la profondeur de nitruration. Il est difficile d'étudier séparément les influences respectives, sur le comportement en fatigue de l'acier 4140, de la dureté et des contraintes résiduelles, qui ont pour origine les mêmes phénomènes. L'influence de la durée de nitruration sur la microstructure de l'acier traité sera évaluée par des filiations de microdureté et des mesures de distributions de contraintes résiduelles. L'évolution de la profondeur de durcissement, de la dureté superficielle et

des contraintes résiduelles avec le temps de nitruration pourra ainsi être élucidée et des recommandations pourront être faites quant à la profondeur de traitement la plus propice à assurer une bonne résistance en fatigue. De plus, afin de vérifier la stabilité des contraintes résiduelles de compression pendant un chargement cyclique, des mesures seront réalisées après mille cycles de fatigue au plus haut niveau de contrainte appliqué pendant les essais.

L'influence d'un traitement de parachèvement sera évaluée sur la profondeur de traitement définie comme optimale à l'étape précédente. La post-oxydation est utilisée pour améliorer la résistance à la corrosion en brouillard salin de l'acier nitruré et donner à la pièce un fini noir esthétique. Son influence sur la microstructure sera évaluée à partir de filiations de dureté et de mesures de contraintes résiduelles. De même, l'étude de l'influence d'un traitement de trempe, réalisé directement au sortir du four de nitruration, permettra d'évaluer par exemple l'importance des contraintes résiduelles d'origine thermique.

Les deux voies possibles pour prendre en compte l'effet de la nitruration sur la fatigue seront explorées. D'une part, nous étudierons l'aptitude d'une formule modifiée de type Goodman à représenter l'effet des contraintes résiduelles et de la dureté sur la contrainte d'amorçage. D'autre part, nous évaluerons la possibilité d'expliquer l'amélioration de la résistance en fatigue de la surface nitrurée par un ralentissement des fissures courtes dans un champ de contraintes résiduelles de compression qui augmentent l'effet de fermeture exercé sur ces fissures. Notons que ces deux méthodes supposent un comportement élastique. Comme le suggérait Ebert dès 1978, l'acier nitruré peut être assimilé à un matériau composite. Quand la contrainte appliquée au composite est suffisante pour que le cœur subisse une déformation plastique, la redistribution des efforts entre la couche et le cœur doit être prise en compte, ce qui peut être difficile à réaliser de façon analytique. En réduisant le problème d'un acier doté d'un gradient de microstructure à un problème de bimatériau constitué d'une couche dure et d'un cœur ductile, le cas pourra être reproduit et analysé à l'aide du logiciel Forge 2 élastoplastique

finis. Les propriétés du matériau de cœur, ou métal de base, et de la couche nitrurée, qui sera simulée par une éprouvette nitrurée à cœur, seront évaluées séparément. Ces données permettront de simuler par éléments finis l'état de contrainte et déformation du cœur et de la couche et ainsi de mieux comprendre le comportement en fatigue du composite.

Pour étudier l'influence de la sévérité d'une entaille sur le mécanisme de fissuration et sur l'amélioration de la résistance en fatigue axiale, la première étape consiste à choisir la géométrie des échantillons. Un calcul par éléments finis à l'aide du logiciel Forge 2 élastoplastique permettra de calculer le gradient de contraintes au fond d'une entaille en V axisymétrique et d'ajuster le rayon de courbure afin d'obtenir le gradient souhaité. Les trois entailles seront choisies pour être représentatives du gradient de contrainte existant :

- Au pied de denture d'un engrenage de transmission d'une machine utilisée en métallurgie des poudres et dont le schéma et les caractéristiques nous ont été fournis par Nitrex,
- Dans une éprouvette lisse de 4 mm de diamètre sollicitée en flexion rotative,
- Et, au fond d'une entaille sévère.

Le but visé dans chacun de ces trois cas est de :

- Évaluer l'influence de la nitruration sur une éprouvette entaillée représentative d'une pièce en service, en l'occurrence un engrenage,
- Évaluer l'effet d'un gradient de flexion rotative sur la courbe de fatigue du métal de base et de l'acier nitruré,
- Évaluer l'influence de la nitruration sur une entaille particulièrement sévère.

L'effet d'entaille sera d'abord évalué sur l'acier 4140 de base. La validité de certaines approches de prédiction de l'effet d'entaille basées sur la contrainte ou sur la déformation locale sera évaluée et discutée. L'effet d'entaille sur l'acier nitruré sera

étudié pour la profondeur de nitruration que l'étude sur bord lisse aura permis de définir comme suffisante. L'influence de la présence d'une entaille sur le profil de diffusion de l'azote et le profil de dureté, qui en découle, sera vérifiée. Pour des géométries avec des angles aigus où le gaz peut avoir des difficultés à circuler, une pénétration plus faible de l'azote est possible. L'effet d'entaille sera exploré tant au niveau de la morphologie des cassures que des courbes de fatigue.

IV FATIGUE AXIALE SUR BORD LISSE

4.1 MATÉRIAU, ÉPROUVETTES ET TRAITEMENTS

4.1.1 MATÉRIAU DE BASE

La nitruration gazeuse est réalisée sur un acier au carbone faiblement allié de nuance AISI 4140. Cet acier est couramment utilisé pour la fabrication d'engrenages, d'arbres et de moules d'injection pour matière plastique (Terres *et al.* 2003). Des barres, de 31,75 mm de diamètre, formées par laminage à chaud, sont fournies dans la condition normalisée. Elles subissent ensuite un traitement thermique qui confère à la pièce nitrurée une sous-couche résistante. La nitruration doit être réalisée à une température inférieure de 30°C à celle du dernier revenu afin de minimiser les distorsions et l'évolution du métal de base pendant la nitruration. Par conséquent, les barres de 4140, soumises à une austénitisation à 815°C suivie d'une trempe à l'huile, subissent un revenu en bain de sels à une température de 580°C. Du fait de la température plutôt élevée, le revenu ne dure qu'une heure et demie. Néanmoins, il est possible que les éléments d'alliage aient le temps de diffuser et de former des carbures, ils ne seront alors plus disponibles pour la nitruration qui sera réalisée à 550°C. Des aciers identiques soumis à des revenus légèrement différents peuvent présenter des différences de dureté non négligeables après nitruration.

4.1.2 ÉPROUVETTES

4.1.2.1 Pour la traction monotone

Les éprouvettes de traction sont usinées, après le traitement thermique de trempe et revenu, selon les dimensions données sur les figures 4.1 et 4.2 dans le respect de la norme ASTM E8 (American Society for Testing and Materials - Committee on Mechanical Testing 1998). L'éprouvette cylindrique à section constante représentée sur la figure 4.1 est utilisée pour caractériser le matériau (trempé et revenu) de base et le

matériau nitruré. La longueur de jauge (L_0) de l'extensomètre utilisé pour mesurer la déformation longitudinale est de 42,67 mm. L'éprouvette mince à section rectangulaire représentée sur la figure 4.2 permet de caractériser la couche de diffusion de l'acier 4140 nitruré indépendamment du cœur. Elle est usinée dans les mêmes barres de 4140 que les éprouvettes cylindriques. Son épaisseur de 1,6 mm est choisie de façon à pouvoir nitrurer l'échantillon sur toute son épaisseur avec une dureté aussi uniforme que possible. Deux extensomètres sont nécessaires pour mesurer la déformation dans le sens longitudinal (L_0 = 25 mm) et dans le sens de la largeur (L_0 = 10 mm).

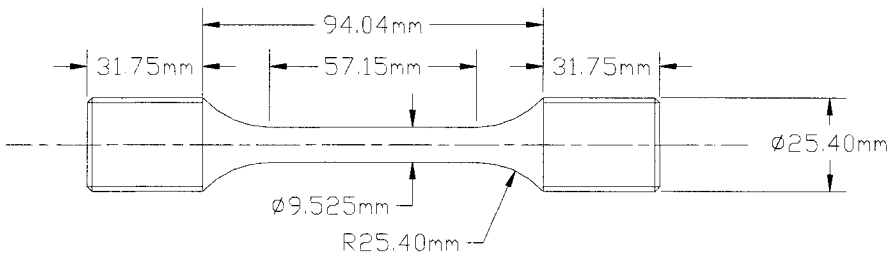


Figure 4. 1. Géométrie de l'éprouvette de traction cylindrique

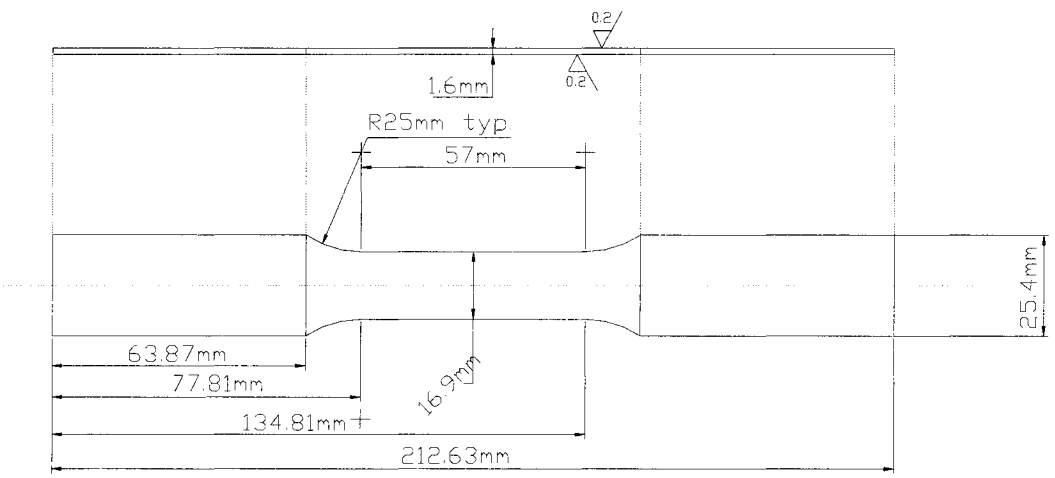


Figure 4. 2. Géométrie de l'éprouvette de traction mince à section rectangulaire

4.1.2.2 Pour la fatigue

Des éprouvettes de fatigue axisymétriques sont usinées après trempe et revenu conformément aux indications de la norme ASTM E466 (A.S.T.M. - Committee on Fatigue & Fracture 1996) et selon les dimensions données sur la figure 4.3. La partie utile de l'éprouvette est polie afin d'éliminer les rayures d'usinage dans le sens circonférentiel conformément aux exigences de la norme ASTM.

La géométrie d'éprouvette utilisée pour étudier l'influence de la nitruration sur bord lisse a été sélectionnée après essais préliminaires de fatigue sur une géométrie à fût toroïdal, communément appelée *hour-glass* (figure 4.3.a) et une géométrie à fût cylindrique avec une section à diamètre constant de 19,05 mm de long (figure 4.3.b). Il était nécessaire de vérifier que la géométrie à fût cylindrique n'est pas sujette au flambement lorsque sollicitée en traction-compression. De plus, les essais vont montrer que la géométrie cylindrique est préférable car les résultats en fatigue sont plus conservateurs. C'est donc sur cette géométrie que sera réalisée la majeure partie des essais.

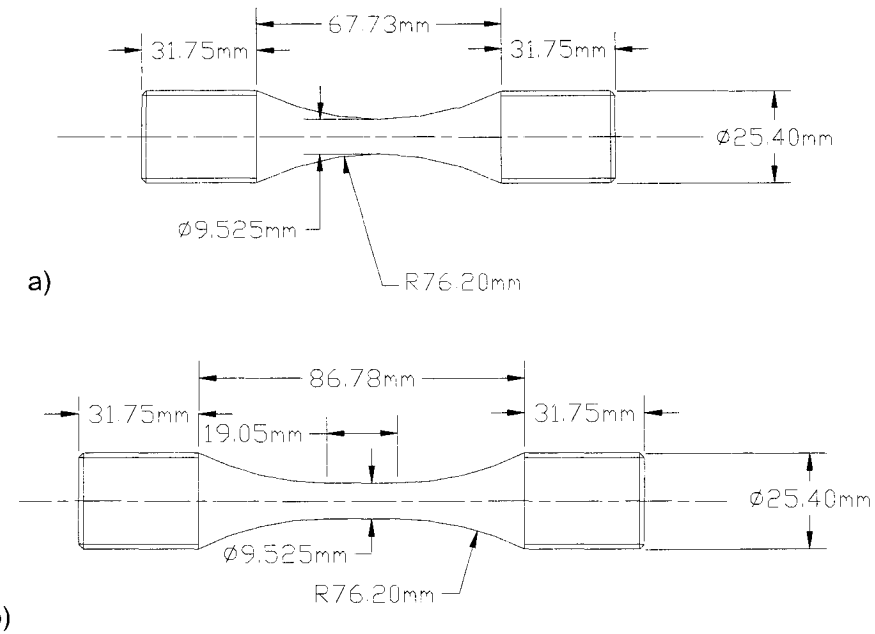


Figure 4. 3. Géométries des éprouvettes de fatigue à fût (a) toroïdal et (b) cylindrique

4.1.3 TRAITEMENTS DE NITRURATION

4.1.3.1 Préparation des éprouvettes

L'état de surface des éprouvettes avant nitruration joue un rôle non négligeable. Par exemple, la rugosité augmente la surface réactive et favorise la germination et la formation de la couche blanche ainsi que la croissance de la couche de diffusion. Le même phénomène est constaté en oxydation sans qu'on en comprenne parfaitement la cause. La « réactivité » de la surface peut être améliorée soit par un fini de surface après usinage assez rugueux, soit par une pré-oxydation des pièces (étape d'activation sur le tableau 4.1) quand une rugosité élevée n'est pas compatible avec l'utilisation en service de la pièce. De plus, les huiles et autres produits ou contaminants déposés sur la surface de la pièce pouvant altérer la diffusion de l'azote, un dégraissage au trichloréthylène est effectué immédiatement avant le traitement. Enfin, les têtes filetées des éprouvettes sont masquées à l'aide d'une peinture à base d'étain afin de les protéger de la nitruration. En effet, les angles saillants favorisent une surnitruration qui génère des réseaux de nitrures aux joints de grains. Ces réseaux fragilisent les coins et favorisent une rupture ou un arrachement prématuré des filets fragiles.

4.1.3.2 Description de l'installation de nitruration gazeuse

Du gaz ammoniac anhydre est injecté dans un four étanche réalisé dans un matériau inerte vis-à-vis de la nitruration. À l'intérieur du four de type puits, la convection des gaz est forcée à l'aide de turbines ou de ventilateurs. L'atmosphère et la température du four sont parfaitement contrôlées. L'atmosphère est en légère surpression. Le débit du gaz d'ammoniac dans le four, ou taux de renouvellement, fixe le coefficient de dissociation de l'ammoniac à une température et pour une charge de pièces données. La température requise est inférieure à celle du point de transformation α/γ du système Fe-C-N (environ 590°C) afin d'éviter la formation d'une couche de braunite (eutectoïde Fe-N) fragile (Ghiglione *et al.* 1994b). De plus, elle doit être de 30°C inférieure à la température du revenu afin que les caractéristiques du métal de base n'évoluent pas pendant le traitement.

Pour limiter l'épaisseur de la couche de combinaison, un traitement de nitruration en deux paliers, basé sur le procédé de Floe (Pye 1997), est utilisé. Les principaux paramètres de chacun des paliers sont indiqués sur le tableau 4.1.

Tableau 4. 1. Paramètres du procédé de nitruration gazeuse

Couche obtenue	Activation	1er palier	2ème palier
Couche mince	40 min à 360°C	2 h à 500°C à $K_N \approx 13$ atm$^{-½}$	2,5 h à 550°C à $K_N \approx 0{,}33$ atm$^{-½}$
Couche moyenne			14 h à 550°C à $K_N \approx 0{,}33$ atm$^{-½}$
Couche profonde			58 h à 550°C à $K_N \approx 0{,}33$ atm$^{-½}$

Une étape préalable d'activation à l'oxygène permet de préparer la surface à la nitruration. De même que la présence d'éléments d'alliage peut augmenter la solubilité de l'azote, la présence d'une couche de contamination en surface peut modifier la cinétique de formation de la couche de combinaison (Haase *et al.* 1997). Une couche d'oxyde favoriserait la dissociation et la diffusion de l'azote. Pendant l'oxydation à l'air, une couche d'hématite Fe_2O_3 est formée en surface. Pour une pression d'oxygène élevée, le réseau de l'oxyde doit contenir beaucoup de défauts. Dans l'atmosphère du four de nitruration (pression d'oxygène faible, température élevée, atmosphère réductrice), l'hématite Fe_2O_3 peut être réduite en ions Fe et l'oxygène est éliminé par réaction avec l'hydrogène. Le Fe fraîchement libéré peut servir de site préférentiel pour le craquage catalytique de l'ammoniac tandis que les défauts du réseau augmentent la diffusion de l'azote. Bien que les mécanismes par lesquelles la préoxydation agit soient peu connus, ce traitement est très répandu sur le plan industriel.

Après l'étape d'activation, le premier palier de la nitruration proprement dite est réalisé à une température de 500°C avec un coefficient de dissociation faible ou potentiel élevé qui permet la formation d'une couche de combinaison riche en azote ($\varepsilon+\gamma'$).

Le deuxième palier se fait à une température de 550°C avec un coefficient de dissociation élevé; ce qui, d'après le diagramme de Lehrer, favorise la formation d'une couche γ' pauvre en azote. La diffusion de l'azote est plus rapide et la couche blanche est consommée plus vite que ne se renouvelle la réserve d'azote. L'utilisation d'une température élevée augmente la profondeur de nitruration mais diminue la dureté de la couche de diffusion et, éventuellement, celle du cœur. Le refroidissement s'effectue à l'air ou à l'aide d'un circuit de refroidissement à eau. Pour étudier l'influence de l'épaisseur de la couche de diffusion sur les propriétés en traction et en fatigue de l'acier 4140, trois durées de nitruration (en $2^{ème}$ palier) de 2,5 h, 14 h et 58 h ont été réalisées; la température et le potentiel de nitruration K_N étant les mêmes pour les trois traitements.

4.1.3.3 Contrôle des paramètres du procédé

La nitruration gazeuse est réalisée selon un procédé dit « contrôlé », c'est-à-dire que tous les paramètres sont continuellement ajustés afin de maîtriser au mieux la formation et l'épaisseur de la couche de combinaison et obtenir des résultats identiques d'un lot de pièces à l'autre. À la différence des procédés conventionnels de nitruration gazeuse, le procédé « Nitreg » (Liliental *et al.* 1994), développé par la compagnie Nitrex Métal Inc., n'utilise pas d'ammoniac pur mais rajoute de l'ammoniac déjà dissocié, de l'azote, de l'hydrogène, de l'oxygène et de l'argon pour réduire le potentiel azote et limiter l'épaisseur de la couche blanche. Le contrôle des paramètres est totalement automatisé. Le logiciel qui dirige l'installation de nitruration possède une large banque de données des divers cas possibles parmi lesquels se trouve celui correspondant au matériau et aux caractéristiques que l'utilisateur souhaite obtenir pour une application considérée. Ce contrôle assure la prédictibilité et la reproductibilité des résultats.

4.1.3.4 Traitements postérieurs à la nitruration

4.1.3.4.1 Post-oxydation : Nitreg-ONC

La couche de combinaison a une bonne tenue à la corrosion, toutefois sa porosité peut être à l'origine de piqûres de corrosion. La croissance d'une couche de magnétite Fe_3O_4

sur la couche de combinaison obture ces porosités et joue un rôle de passivation. Pour améliorer encore la fermeture des porosités, un traitement d'imprégnation de la couche d'oxyde par une cire, un polymère ou un vernis peut être réalisé. L'inhibiteur de corrosion imprègne les microporosités, ce qui améliore encore la résistance à la corrosion en conférant à la surface traitée un caractère autolubrifiant.

La post-oxydation (Mongis *et al.* 1993), qui donne aux pièces nitrurées un fini noir esthétique, est d'usage courant dans le domaine automobile. Toutefois, comme la présence d'une couche oxydée est supposée diminuer les contraintes résiduelles de compression en surface, il serait intéressant d'étudier l'effet du traitement sur le comportement en fatigue.

Le traitement Nitreg-ONC consiste à faire subir à des pièces traitées selon le procédé Nitreg une étape supplémentaire de post-oxydation. Cette oxydation, effectuée à la fin du traitement de nitruration, fait partie intégrante du cycle global de traitement de surface et est réalisée à même le four de nitruration où est introduit un agent oxydant. Cet agent pénètre dans les porosités de la couche blanche et transforme, en partie, les nitrures en oxydes créant une couche de magnétite de 1 à 2 μm d'épaisseur.

Le traitement d'oxydation est appliqué à quelques éprouvettes de la série « couche moyenne ». Après une nitruration classique, en deux stades, telle que décrite au tableau 4.1, la température du four est diminuée de 550 à 425°C et de l'oxygène est introduit. La température est maintenue pendant 45 minutes puis les éprouvettes sont refroidies lentement à l'intérieur du four.

4.1.3.4.2 Trempe à l'huile

Quelques éprouvettes de la série « couche moyenne » sont trempées dans l'huile à la sortie du four dès la fin du deuxième stade de nitruration. Cette trempe, qui remplace le refroidissement lent dans le four de nitruration, augmenterait les contraintes résiduelles de compression, macroscopiques et microscopiques, notamment en augmentant les contraintes dues aux effets thermiques. Les contraintes résiduelles d'origine thermique résultent de la différence de dilatation thermique entre les nitrures ε et γ' et la matrice;

elles sont surtout importantes dans la couche de combinaison. Dans la phase γ', des contraintes résiduelles de compression sont générées au refroidissement (Somers et Mittemeijer 1990).

4.2 PROFILS DE MICRODURETÉ

Les profils de microdureté présentés ici ont été réalisés à l'aide d'un microduromètre Vickers (CLEMEX MT) sous une charge de 500 gf et un temps d'application de 16 s sauf indication contraire.

4.2.1 ACIER 4140 : MÉTAL DE BASE

Deux lots d'acier 4140 ont été utilisés. La propreté inclusionnaire et la composition chimique peuvent varier légèrement d'un lot à l'autre. De plus, le traitement thermique ayant été « sous-traité », cette étape n'est pas directement sous notre contrôle. L'observation métallographique montre que les deux lots d'acier ont une microstructure martensitique revenue. Cependant, les mesures de dureté, réalisées sur des échantillons de barres trempées et revenues (figure 4.4), révèlent que le premier lot, utilisé pour faire les essais préliminaires à l'étude proprement dite, a une dureté à cœur d'environ 320 HV inférieure à celle du lot suivant qui est d'environ 355 HV.

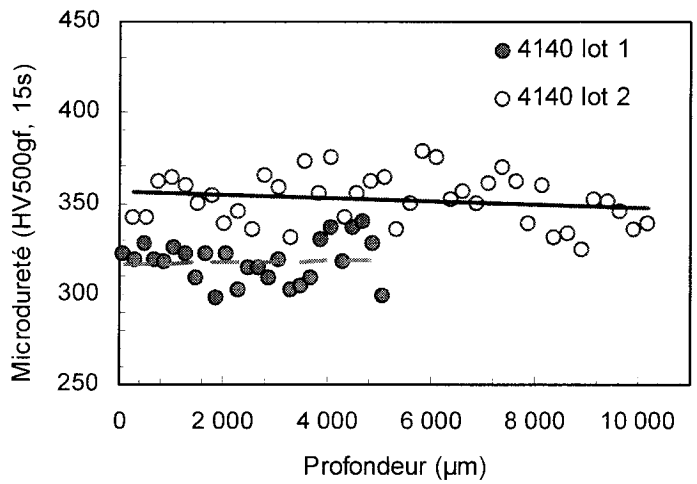


Figure 4. 4. Comparaison de la dureté des deux lots de 4140 après trempe et revenu

4.2.2 ACIER 4140 NITRURÉ

Après chaque procédé de nitruration, une caractérisation complète du matériau, incluant une analyse métallographique et des profils de microdureté, est réalisée. Un échantillon témoin, qui est prélevé soit sur une éprouvette non rompue du métal de base, soit sur une chute d'usinage possédant le même fini de surface que l'éprouvette de fatigue, est soumis au même traitement de nitruration. C'est sur cet échantillon témoin que sont réalisées les coupes métallographiques et les mesures de microdureté pour chaque traitement de nitruration.

4.2.2.1 Coupe métallographique

Un dépôt électrolytique de nickel sur les échantillons à observer permet d'éviter que la couche de combinaison ne soit endommagée lors du polissage. Une attaque chimique au Nital est ensuite réalisée sur l'échantillon poli afin de distinguer la couche de diffusion de la couche de combinaison qui apparaît en blanc sur la métallographie de la figure 4.5.

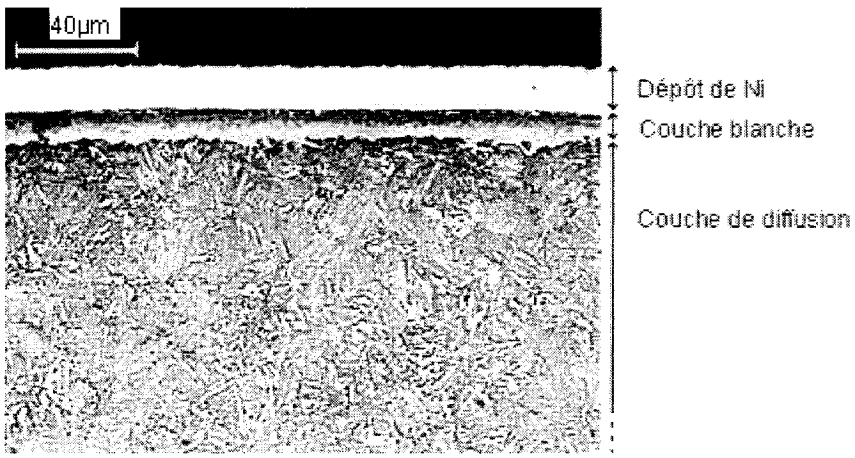


Figure 4. 5. Métallographie en coupe transversale d'une éprouvette avec couche de diffusion profonde

La couche blanche, constituée de nitrures de fer, a une profondeur qui varie de 10 µm pour le temps de traitement le plus long à 1 µm pour le temps le plus court. Pour une nitruration moyenne ou profonde, elle comprend une zone superficielle poreuse, qui apparaît plus foncée sur la figure 4.5, dont l'épaisseur oscille entre 0 et 3 µm; cette

porosité serait due à la recombinaison des atomes d'azote adsorbés en surface en gaz N_2. Après le temps de nitruration le plus long, la couche blanche formée a une épaisseur irrégulière malgré un bon contrôle (K_N et T) du procédé de nitruration. Au microscope optique, la couche de diffusion n'est pas discernable de la microstructure martensitique de l'acier 4140 trempé et revenu. L'interface entre le cœur et la couche de diffusion n'est positionnée que grâce au profil de microdureté.

4.2.2.2 Comparaison de deux lots d'acier 4140

Du fait de la différence de dureté et peut-être de composition, les deux lots d'acier ne répondent pas de la même façon à un même traitement de nitruration (figure 4.6). Pour étudier l'influence de la profondeur ou du temps de nitruration, seul le lot d'acier n°2 a été retenu. En tenant compte de la dispersion des résultats, la couche profonde réalisée sur le lot d'acier n°1 et sur le lot d'acier n°2 a une profondeur d'environ 1 mm. La dureté à 50 µm sous la surface est de 550 HV en moyenne (figure 4.6) mais la dureté à cœur n'est pas la même selon le lot considéré (figure 4.4). De plus, le long traitement nécessaire à l'obtention d'une couche profonde diminue la dureté du cœur non nitruré par rapport à la dureté initiale du métal de base trempé et revenu.

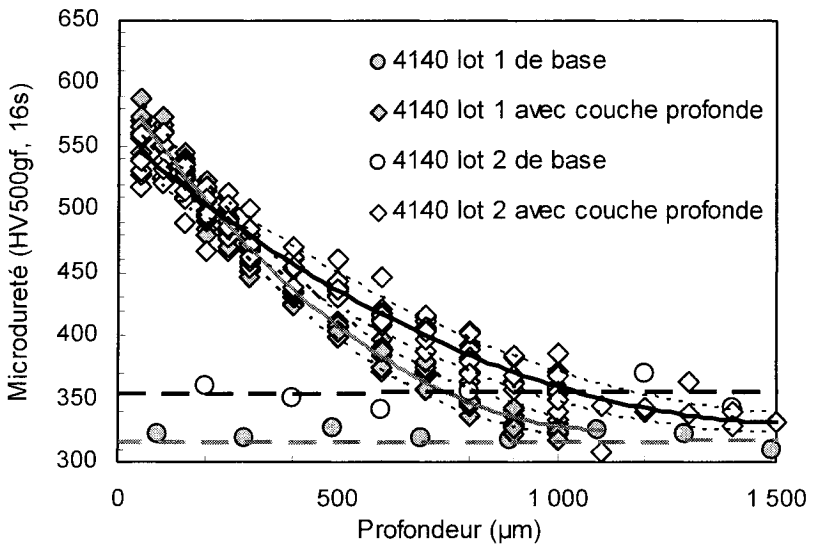


Figure 4. 6. Effet de la dureté du métal de base sur le profil de dureté après nitruration

4.2.2.3 Effet du temps de nitruration

Les profils de dureté des trois durées de traitement (figure 4.7) tendent vers une valeur asymptotique, qui est égale ou inférieure à la dureté du métal de base, pour des profondeurs totales de nitruration d'environ 400, 700 et 1 000 µm. Ces trois profondeurs correspondent aux couches « mince », « moyenne » et « profonde » obtenues selon les conditions présentées au tableau 4.1.

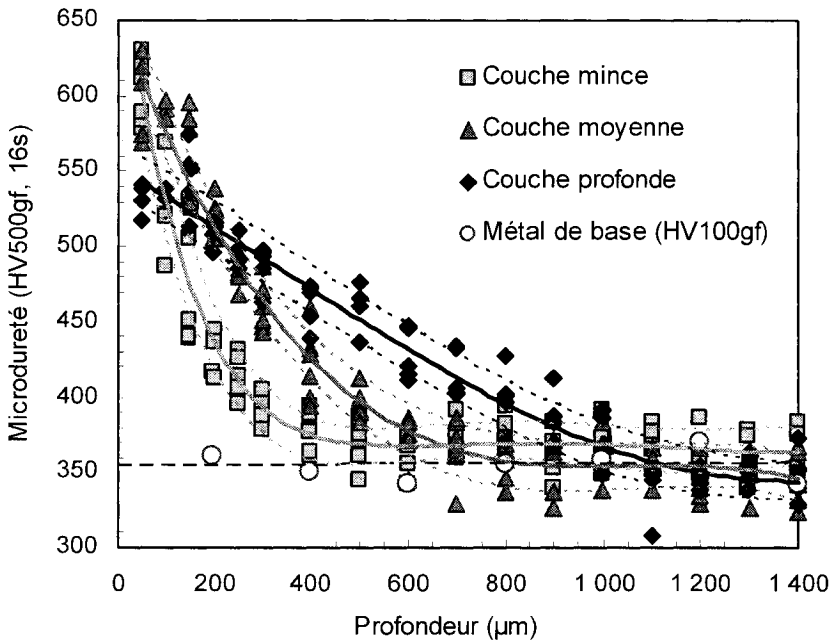


Figure 4. 7. Profils de dureté pour les trois durées de nitruration (traitement 1 et 2)

Pour chacune des trois couches, la nitruration a été répétée, à quelques semaines d'intervalle, avec les mêmes paramètres et sur le même acier de base. Sur les figures 4.8.a et 4.8.b, ces deux « fournées » sont indiquées par les légendes « traitement 1 » et « traitement 2 ».

Sur la figure 4.8.a, la profondeur de diffusion augmente de façon linéaire avec la racine carrée du temps de nitruration. L'épaisseur de la couche de diffusion suit donc une loi parabolique typique d'un contrôle par diffusion de l'espèce active, l'azote. L'épaisseur de la couche de combinaison présente une variation moins régulière mais qui devrait également être linéaire (*cf.* figure 1.6). Pendant le premier palier de nitruration, les

couches biphasées ($\varepsilon+\gamma'$) sont identiques pour les trois traitements. Puis, pendant le deuxième palier, seule la croissance de la monocouche γ' est favorisée et son épaisseur est d'autant plus grande que le deuxième palier de nitruration est long. Les profils de microdureté montrent des pics de dureté qui montent jusqu'à 640 HV près de la surface pour les couches mince et moyenne et un pic plus faible, d'environ 530 HV, pour la couche profonde.

La figure 4.8.b montre une diminution progressive de la dureté en surface avec le temps de nitruration.

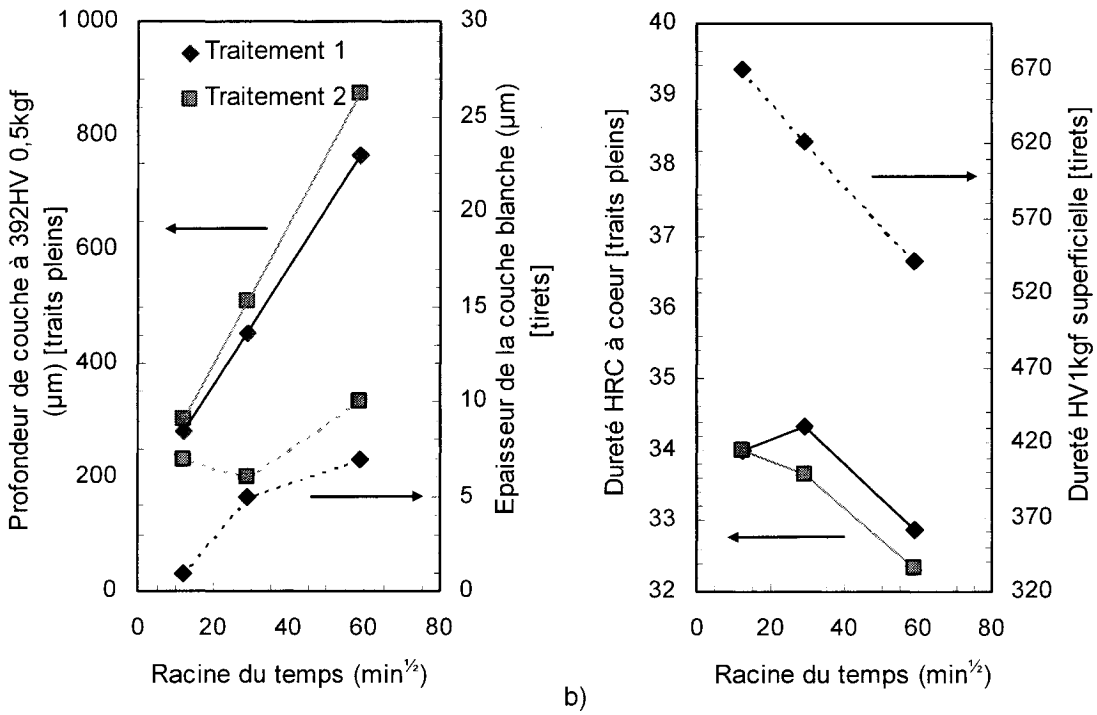


Figure 4. 8. Influence du temps de nitruration (a) sur la profondeur de la couche de diffusion et de la couche de combinaison et (b) sur la dureté à cœur et en surface

Korevaar *et al.* (2001) expliquent cet adoucissement de la surface par le grossissement des précipités de nitrures de chrome CrN et par une précipitation discontinue aux joints de grains. Par ailleurs, bien que les propriétés du cœur soient supposées ne pas être affectées par la température du traitement de nitruration (Ghiglione *et al.* 1994a; 1994b), une légère réduction de la dureté à cœur avec le temps de nitruration est généralement

observée (figure 4.8.b). La nitruration a été réalisée à une température inférieure de 30°C à celle du revenu. Cependant, une nitruration de 8 h à cette température équivaut à un revenu de 580°C pendant 1,5 h, ce qui correspond au traitement thermique auquel le métal de base a été soumis avant nitruration. La dureté à cœur diminue de façon significative pour la nitruration profonde par poursuite du revenu.

4.2.2.4 Répétabilité du traitement

Pour le deuxième traitement de nitruration, répété à quelques semaines du premier, la profondeur de pénétration de l'azote est plus grande d'environ 50 à 90 µm. Un tel écart pourrait s'expliquer par l'état de surface du substrat. Par exemple, un substrat plus propre permet une meilleure pénétration de l'azote. De plus, un polissage moins soigné (surface plus rugueuse) augmente la surface réactive (*cf.* § 4.1.3.1). Les données enregistrées pendant la nitruration permettent de vérifier que les paramètres étaient bien contrôlés et identiques d'un traitement à l'autre.

À partir des traitements 1 et 2, des filiations de duretés ont été réalisées en nombre suffisant pour définir une bande de dispersion qui inclue, pour chaque couche, l'effet du manque de répétabilité du traitement, de l'erreur de mesure de dureté et de l'hétérogénéité du matériau pour un même lot d'acier. Pour l'ensemble (traitements 1 et 2) des filiations de microdureté réalisés à un même temps de nitruration, un écart-type est calculé pour chaque profondeur d'indentation. Il permet de définir des barres d'erreur autour d'une courbe moyenne de dureté. Une régression sur ces barres d'erreur permet de tracer les bandes de dispersion représentées en pointillés sur la figure 4.7.

4.2.2.5 Effet d'un traitement postérieur à la nitruration

L'application d'un traitement d'oxydation ou de trempe ne modifie pas de façon sensible le profil de dureté (figure 4.9). Les mesures réalisées pour chaque traitement ne sont pas significativement différentes de celles obtenues pour la couche moyenne de base. La métallographie n'a révélé aucune modification de la microstructure.

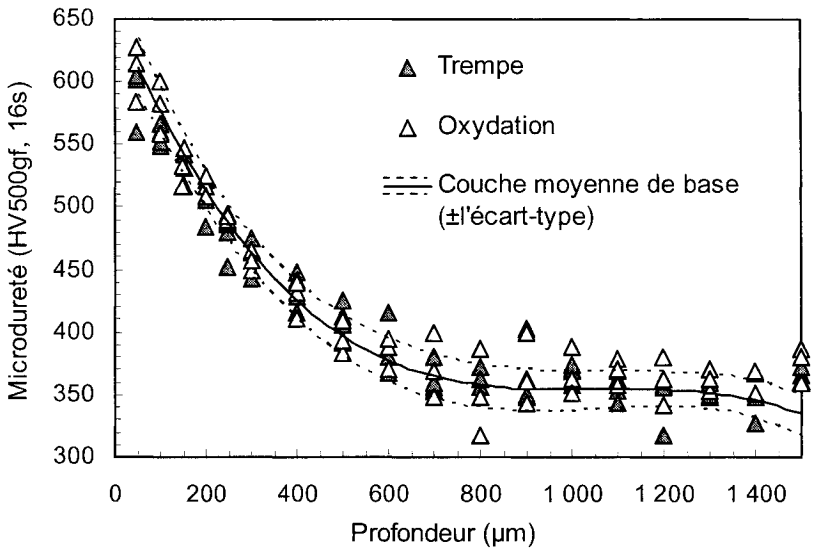


Figure 4. 9. Effet des traitements postérieurs à la nitruration sur la dureté

4.2.3 ACIER 4140 NITRURÉ À CŒUR : CARACTÉRISATION DE LA COUCHE

Pour déterminer la résistance mécanique de la couche de diffusion, des éprouvettes minces (figure 4.2) sont nitrurées à cœur (figure 4.10).

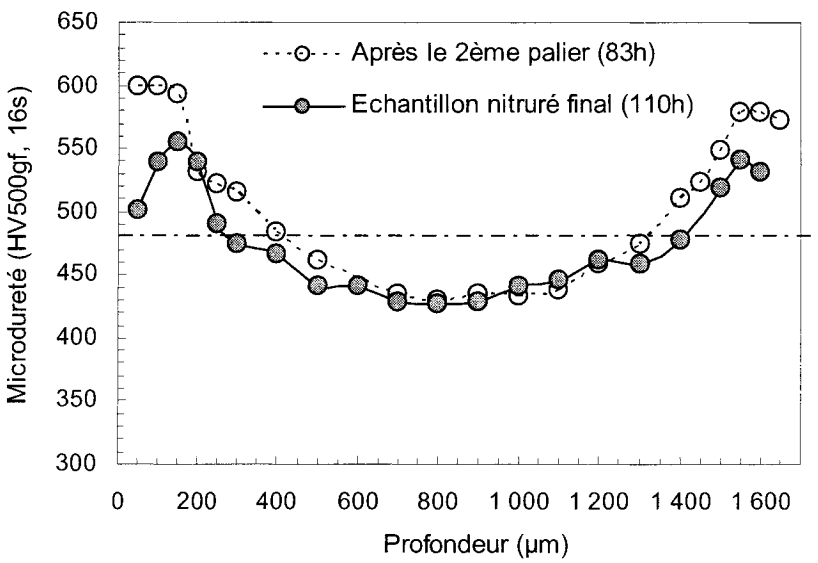


Figure 4. 10. Profil de microdureté à travers un échantillon nitruré à cœur

Pendant les premières étapes du traitement, les paramètres de nitruration sont proches de ceux utilisés pour réaliser une couche profonde. Puis, après un deuxième palier de 83 h,

le potentiel azote est diminué afin de dénitrurer la surface et faire disparaître la couche de combinaison épaisse et fragile. La durée totale du traitement est de 110 h. Au final, la dureté superficielle est plutôt faible du fait de l'élimination de la couche blanche mais le profil obtenu est plus uniforme avec une valeur moyenne d'environ 480 HV.

4.3 CONTRAINTES RÉSIDUELLES

Quelques éprouvettes cylindriques supplémentaires, identiques aux éprouvettes de fatigue, sont consacrées aux mesures de contraintes résiduelles par diffractométrie des rayons X. Les mesures ont été réalisées par la compagnie Proto.

4.3.1 PRINCIPE DE LA MESURE DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES PAR DIFFRACTOMÉTRIE DES RAYONS X

La technique de diffraction des rayons X (Prevey 1986; François *et al.* 1996) permet de mesurer des contraintes résiduelles macroscopiques et microscopiques. Les contraintes résiduelles entraînent une déformation du réseau cristallin et cette déformation se traduit par un déplacement des plans atomiques autrement dit une modification de la distance interréticulaire δ entre les plans atomiques d'une même famille $\{hkl\}$. Les contraintes résiduelles microscopiques, associées à une modification locale de δ, entraînent un élargissement du pic de diffraction tandis que les contraintes résiduelles macroscopiques, associées à une modification homogène de δ dans le volume irradié, entraînent un déplacement du pic; dans la présente étude, seules nous intéressent les contraintes résiduelles macroscopiques.

Soit une famille de plans atomiques $\{hkl\}$ espacés de δ. Pour un rayonnement X de longueur d'onde λ, la relation de Bragg donne la position angulaire θ pour laquelle l'interférence constructive des faisceaux diffractés donne lieu à un pic de diffraction :

$$n\lambda = 2\delta \sin\theta \qquad \text{Équation 4. 1}$$

La distance interréticulaire δ sert de jauge pour mesurer ε, la déformation dans la direction perpendiculaire à la famille de plans diffractants considérée :

$$\varepsilon = \frac{\delta - \delta_0}{\delta_0} = -\text{cotan}\theta_0 \cdot \Delta\theta \qquad \text{Équation 4. 2}$$

où δ_0 et θ_0 sont, respectivement, la distance interréticulaire et l'angle de diffraction dans le matériau non contraint (figure 4.11).

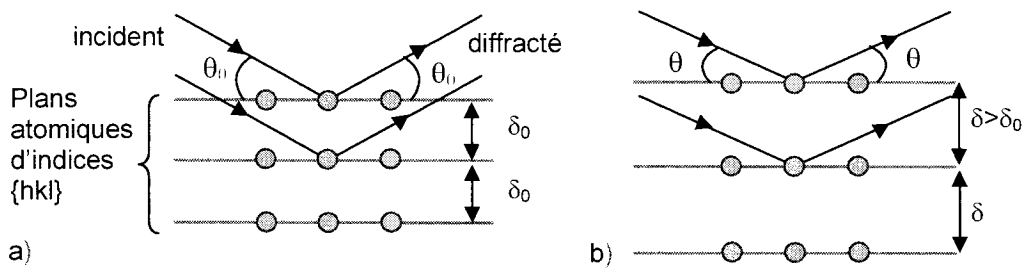


Figure 4. 11. Diffraction des RX dans (a) un matériau non contraint et (b) un matériau soumis à des contraintes résiduelles de compression

La distance interréticulaire est mesurée à partir de la position angulaire du pic de diffraction (4.1). L'échantillon tourne d'un angle Ψ autour d'un axe perpendiculaire à l'axe du diffractomètre (figure 4.12); Ψ est l'angle entre la normale à la surface de l'échantillon et la bissectrice des faisceaux incident et diffracté et correspond également à l'angle entre le plan (*hkl*) diffractant et la surface de l'échantillon.

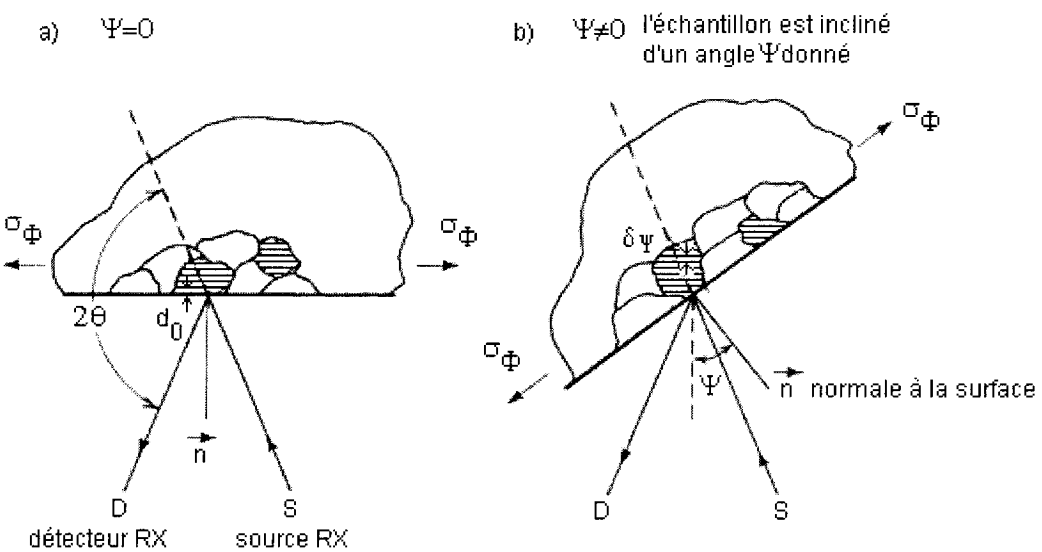


Figure 4. 12. Principe de mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X d'après Prevey (1986)

Dans un matériau polycristallin, pour chaque orientation Ψ de l'échantillon, existe un ensemble de grains dont l'orientation satisfait à la loi de Bragg. Dans un matériau contraint, la distance interréticulaire δ pour une famille de plans $\{hkl\}$ n'est plus une constante mais dépend de l'orientation du grain par rapport à la contrainte. À partir des distances interréticulaires $\delta_{\Phi\Psi}$ ou des déformations $\varepsilon_{\Phi\Psi}$ mesurées dans différentes directions $\Phi\Psi$, où Φ est l'angle de rotation dans le plan de la surface de l'échantillon (figure 4.13), et connaissant la relation entre la contrainte et la déformation pour le matériau considéré, les contraintes résiduelles peuvent être calculées en faisant l'hypothèse d'une déformation linéaire élastique du réseau cristallin. La contrainte σ_Φ est toujours mesurée dans le plan de l'échantillon. En tournant l'échantillon d'un angle Φ dans son propre plan, on mesure les contraintes principales σ_1 et σ_2, ou dans le cas d'une éprouvette cylindrique, σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$:

$$\sigma_\Phi = \sigma_1 \cos^2 \Phi + \sigma_2 \sin^2 \Phi \qquad \text{Équation 4. 3}$$

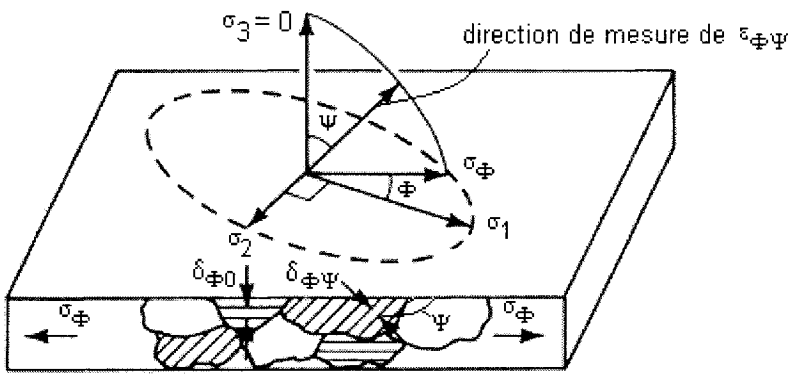


Figure 4. 13. Modèle des contraintes planes élastiques d'après Prevey (1986)

La faible pénétration des rayons X (environ 20 µm) suppose un état de contrainte plane (σ_3=0) en surface là où sont mesurées les contraintes.

4.3.1.1 Technique de mesure dite de « sin²Ψ »

Pour cette étude, l'évaluation des contraintes résiduelles macroscopiques est réalisée par la méthode dite de « sin²Ψ ». La relation entre la contrainte et la déformation s'écrit pour un état de contrainte plane et en négligeant les cisaillements. E et ν sont les constantes

d'élasticité radiocristallographiques qui dépendent des plans cristallins $\{hkl\}$ puisque, à l'échelle du volume diffractant, l'isotropie élastique du matériau à l'état macroscopique n'est plus vérifiée. Ces constantes peuvent être calculées, par exemple par le modèle de Kröner-Eshelby, ou étalonnées par application de contraintes connues sur un échantillon du matériau étudié. À cette relation entre contrainte et déformation est associée l'équation dite de $\sin^2\Psi$ qui relie la distance interréticulaire $\delta_{\Phi\Psi}$ à la contrainte σ_Φ:

$$\varepsilon_{\Phi\Psi} = \left(\frac{1+\nu}{E}\right)_{(hkl)} \sigma_\Phi \sin^2\Psi - \left(\frac{\nu}{E}\right)_{(hkl)} (\sigma_1 + \sigma_2)$$

$$\delta_{\Phi\Psi} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E}\right)_{(hkl)} \sigma_\Phi \delta_0 \sin^2\Psi\right] - \left[\left(\frac{\nu}{E}\right)_{(hkl)} \delta_0(\sigma_1 + \sigma_2) - \delta_0\right] \qquad \text{Équation 4. 4}$$

Si δ_0, la distance interréticulaire du matériau non contraint, n'est pas connu, on l'estime à partir de l'équation 4.4 pour un angle Ψ égal à 0 ($\delta_0 \approx \delta_{\Phi 0}$); avec cette méthode, l'erreur sur σ_Φ est de 3 à 10 %. Une régression linéaire permet ensuite d'obtenir la pente de la droite de $\delta_{\Phi\Psi}$ en fonction de $\sin^2\Psi$ (4.4) et d'en déduire la valeur de σ_Φ :

$$\sigma_\Phi = \left(\frac{E}{1+\nu}\right)_{(hkl)} \frac{1}{\delta_{\Phi 0}} \left(\frac{\partial \delta_{\Phi\Psi}}{\partial \sin^2\Psi}\right) \qquad \text{Équation 4. 5}$$

4.3.1.2 Application à la mesure de profils dans les éprouvettes nitrurées

Pour la mesure des contraintes résiduelles à la surface de l'acier nitruré, la raie K_α du chrome (λ = 2,291 Å) et un collimateur de 1 mm de diamètre ont été utilisés. Le pic de diffraction martensitique de la famille de plans {211} de la matrice Fe-α (2θ = 156,1°) a été sélectionné pour la mesure car, d'après l'équation 4.2, on voit que l'angle θ doit être grand pour que la précision sur ε soit meilleure. La position (2θ) du pic de diffraction {211} est enregistrée pour 18 à 22 angles Ψ avec pour chaque Ψ, un temps d'acquisition variant entre 15 à 40 s. L'angle Φ a été ajusté selon la direction longitudinale de l'éprouvette (Φ = 0) afin de mesurer seulement σ_{zz}; cette direction est considérée comme la plus importante vis-à-vis des propriétés en fatigue axiale.

La faible profondeur de pénétration des rayons X ne permet de mesurer la contrainte σ_{zz} qu'en surface. Pour réaliser un profil en profondeur, un polissage électrolytique permet de retirer progressivement de la matière entre chaque mesure de contraintes résiduelles sans en introduire de nouvelles. Les valeurs mesurées sont corrigées selon la norme SAE J784a pour prendre en compte la redistribution des contraintes et retrouver les valeurs existant avant l'enlèvement de matière.

4.3.2 PROFILS DE CONTRAINTES RÉSIDUELLES

4.3.2.1 Influence de la profondeur de nitruration

Les profils de contraintes résiduelles dans la direction longitudinale (figure 4.14) confirment la présence d'un champ de contraintes résiduelles de compression en surface qu'équilibrent de faibles contraintes résiduelles de traction dans le cœur. Rappelons que ces contraintes résiduelles résultent de la restriction que le cœur non nitruré oppose à l'expansion de la couche de diffusion.

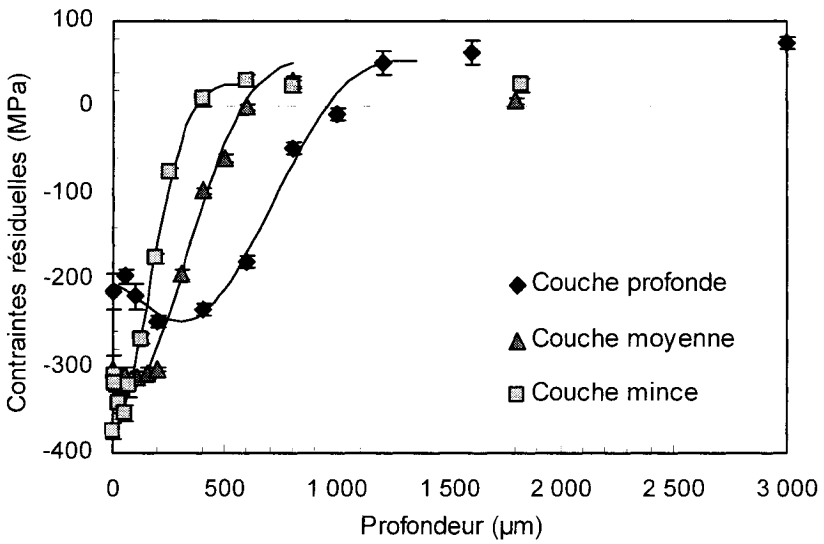


Figure 4. 14. Profils de contraintes résiduelles pour les trois durées de nitruration

La profondeur des contraintes résiduelles de compression augmente avec la profondeur de nitruration mais, dans un même temps, le pic de contraintes est déplacé de la surface vers le cœur et son intensité diminue tandis que les contraintes résiduelles de traction du

cœur augmentent. Les contraintes résiduelles dépendent de la concentration en azote de la couche nitrurée (§ 1.5.2). Pour une longue nitruration, il peut se produire une précipitation discontinue et un grossissement des précipités cohérents dans les zones nitrurées en premier (§ 1.3.2.2.2). Selon Van Wiggen *et al.* (1985), ces mécanismes diminuent la sursaturation en azote ou la quantité d'azote en excès associée aux fins précipités cohérents de nitrures de chrome; l'azote en excès libéré peut ségréger aux joints de grains ou diffuser vers la surface ou à travers les couloirs formés par les pores de la couche blanche. Cette perte d'azote expliquerait la diminution des contraintes résiduelles. Ces dernières changent de signe à peu près à la même profondeur que la profondeur de nitruration mesurée sur les profils de microdureté.

4.3.2.2 Stabilité des contraintes résiduelles après sollicitation cyclique

La littérature fait parfois état d'une relaxation des contraintes résiduelles en fatigue oligocyclique (Qian *et al.* 1993) et d'une diminution subséquente de la résistance en fatigue de l'acier nitruré par rapport à celle du métal de base (Qian et Fatemi 1995; Rie *et al.* 1982). Par conséquent, une vérification de la stabilité des contraintes résiduelles au plus haut niveau d'amplitude de contrainte utilisée lors des essais de fatigue s'impose. Les profils réalisés sur une éprouvette dotée d'une couche moyenne, sollicitée en traction-compression pendant 1 000 cycles à une contrainte alternée de 600 ou de 700 MPa, ne montrent aucun signe de relaxation (figure 4.15.a). Des résultats semblables sont obtenus sur une éprouvette dotée d'une couche mince et sollicitée en traction-compression sous une contrainte alternée de 600 MPa (figure 4.15.b).

Les écarts observés par rapport à la couche moyenne initiale tombent plus probablement dans l'erreur de mesure et dans les variations, toujours possibles, d'un échantillon à l'autre. L'absence de relaxation confirme les constatations de Barrallier *et al.* (1993) sur la stabilité, en fatigue à grand nombre de cycles, des contraintes résiduelles générées par un traitement thermochimique par comparaison à celles générées par un traitement mécanique comme le grenaillage (Torres et Voorwald 2002). Le durcissement

superficiel augmente la limite d'élasticité de la couche nitrurée accroissant ainsi la stabilité des contraintes résiduelles.

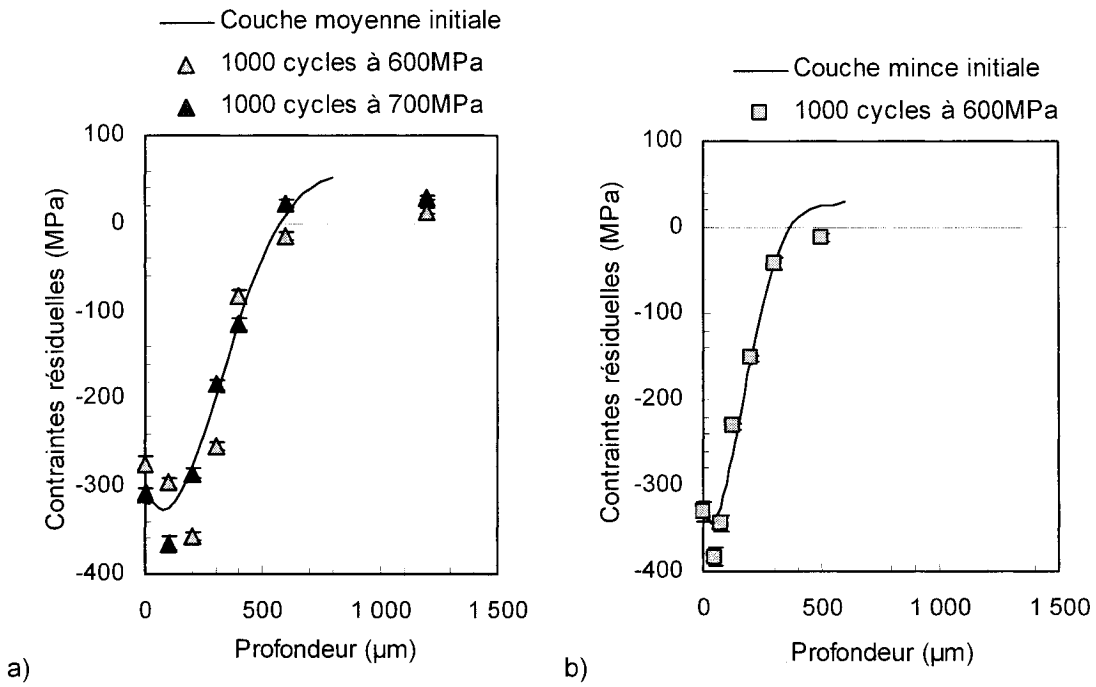


Figure 4. 15. Stabilité des contraintes résiduelles des couches (a) moyenne et (b) mince

4.3.2.3 Effet d'un traitement postérieur à la nitruration

Les traitements postérieurs à la nitruration (oxydation ou trempe) n'ont pas d'effet prononcé sur le profil de contraintes résiduelles. La figure 4.16 montre une légère diminution des contraintes résiduelles en surface (jusqu'à 100 µm) pour l'éprouvette oxydée pendant 45 minutes après nitruration et une faible augmentation pour l'éprouvette trempée à la sortie du four de nitruration.

Ces variations sont du même ordre de grandeur que l'erreur de mesure typique. Les contraintes résiduelles d'origine thermique générées au refroidissement par une différence de transformation entre la couche et le cœur semblent négligeables (§ 1.5.2). Par ailleurs, il est probable que l'oxydation n'affecte les contraintes résiduelles qu'en

extrême surface, les oxydes se formant seulement à l'intérieur de la couche de combinaison.

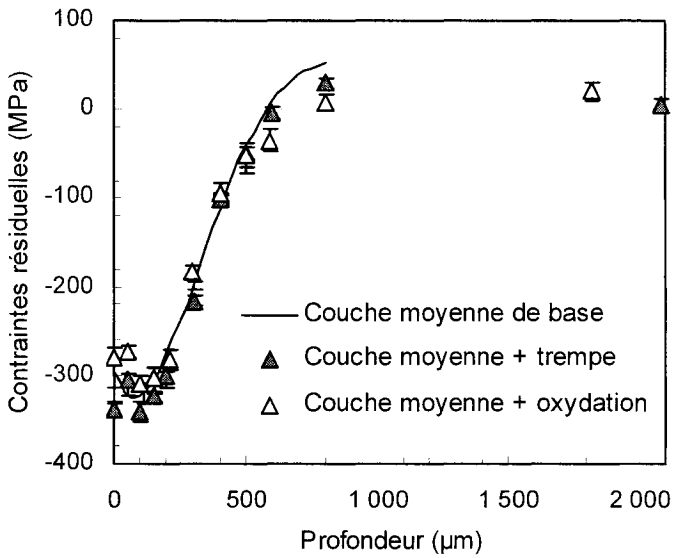


Figure 4. 16. Contraintes résiduelles après trempe ou oxydation

4.4 MACHINES D'ESSAIS ET MONTAGES

4.4.1 MACHINES D'ESSAI SERVO-HYDRAULIQUES

Les essais de traction monotone sont réalisés en déplacement contrôlé sur une machine servo-hydraulique de marque Instron, de modèle 8821 ou 8833 (figure 4.17), en suivant les instructions de la norme ASTM E8 (A.S.T.M. - Committee on Mechanical Testing 1998) quant à la géométrie des éprouvettes, la mesure des dimensions et la réalisation de l'essai.

Les essais de fatigue en charge contrôlée sont réalisés sur les mêmes machines dans le respect de la norme ASTM E466 (A.S.T.M. - Committee on Fatigue & Fracture 1996) quant à la géométrie des éprouvettes, leur usinage et les précautions à prendre pour limiter la flexion parasite. Les mors (figure 4.18) sont vissés sur la machine côté cellule et côté vérin. Une tige filetée est insérée à la place de l'éprouvette. Le dispositif est chargé à typiquement 70 KN afin de réaliser l'alignement du montage puis les anneaux

de serrage sont serrés. Si un désalignement subsiste entre les mors, le dispositif est tel qu'il est impossible de visser l'éprouvette sans rencontrer de résistance.

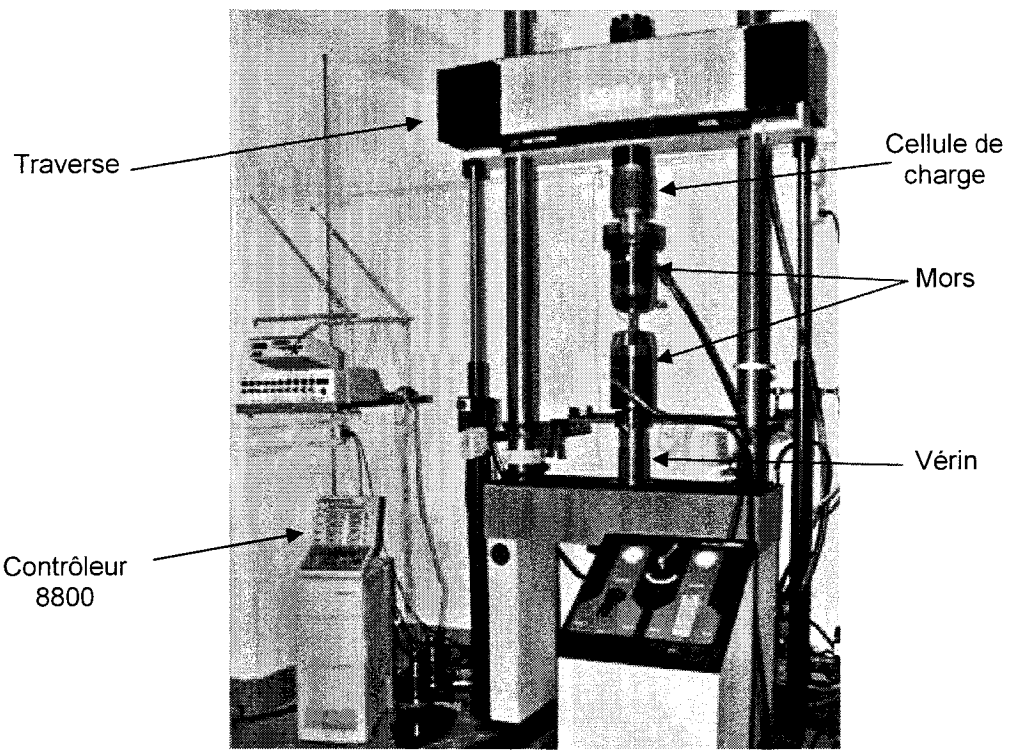


Figure 4. 17. Machine d'essais mécaniques Instron de modèle 8833

4.4.2 MONTAGES DE FATIGUE

Au fur et à mesure des essais, les défauts d'un montage donné sont mis à jour et un nouveau *design* s'avère parfois nécessaire. Un premier type de montage a été conçu pour recevoir des éprouvettes avec des têtes cylindriques filetées avec des mors assemblés à la machine par le biais d'adaptateurs (figure 4.18).

La rupture en fatigue des adaptateurs (figure 4.19.a) qui relient les mors à la machine, côté vérin et côté cellule de charge, a rendu nécessaire la recherche d'une autre géométrie. Un mors monobloc (figure 4.19.b) a finalement été sélectionné. La partie dans laquelle l'éprouvette est vissée est solidaire de la partie vissée dans la machine côté traverse ou côté vérin, ce qui élimine les problèmes de jeu ou de flexion entre les deux pièces. La partie qui s'adapte dans la machine a un diamètre deux fois plus grand que

celui de l'adaptateur qui posait problème. De plus, des gorges viennent diminuer la concentration de contraintes au niveau du changement de section entre l'adaptateur et le mors. Avec ce nouveau système, aucune nouvelle défaillance n'est à déplorer du côté des mors.

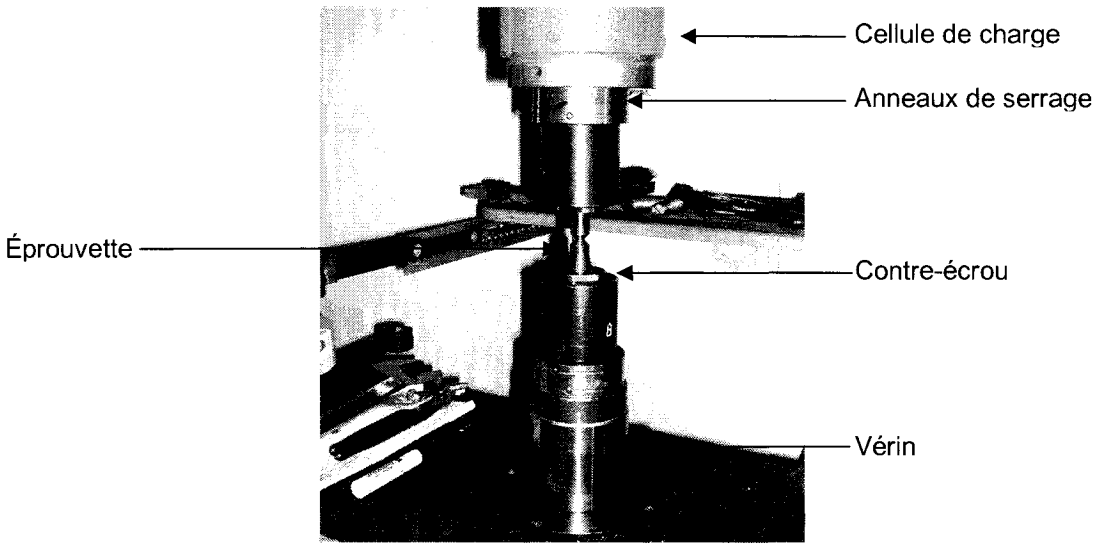


Figure 4. 18. Montage utilisé pour les éprouvettes à têtes filetées

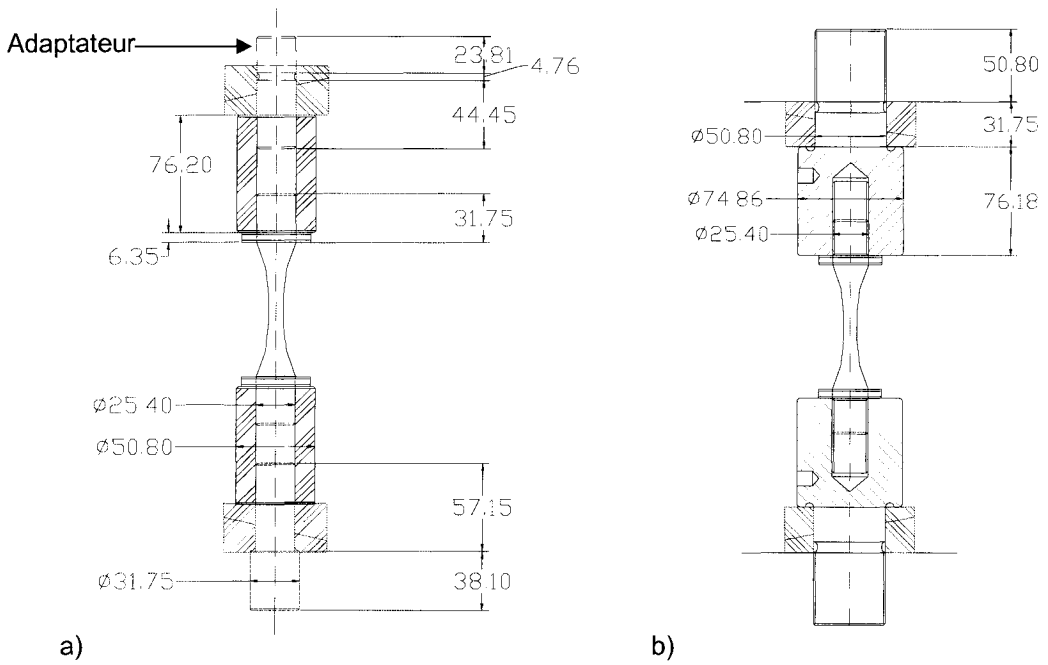


Figure 4. 19. Schéma (en mm) du montage avec (a) adaptateurs et (b) mors monobloc

4.5 TRACTION MONOTONE

4.5.1 COURBES DE TRACTION

4.5.1.1 Acier 4140 de base vs acier 4140 nitruré

Les propriétés en traction monotone de l'acier nitruré ne sont pas très différentes de celles de l'acier de référence sauf en ce qui concerne la ductilité comme le montrent les figures 4.20 et 4.21. La limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % de déformation plastique augmente légèrement avec la profondeur de nitruration. En contrepartie, la ductilité chute de façon dramatique comme on pouvait s'y attendre d'après les mesures de microdureté. Les courbes de traction du métal de base du lot d'acier n°1 (figure 4.20) sont moins élevées que celles du lot d'acier n°2 (figure 4.21). D'une part, la limite d'élasticité conventionnelle et la résistance à la traction sont respectivement de 855 et de 933 MPa pour l'acier n°1 et de 993 et 1 081 MPa pour l'acier n°2. D'autre part, la ductilité de l'acier n°1 est supérieure à celle de l'acier n°2; l'allongement rémanent à la rupture a_r et la striction $\sum$ sont respectivement de 17,8 % et 62,5 % en moyenne pour l'acier n°1 et de 15,4 % et 55,8 % pour l'acier n°2. Les courbes de traction de l'acier nitruré dépendent du substrat. Sa résistance à la traction est plus élevée pour un métal de base dur que pour un métal de base plus mou : 1 095 MPa *vs* 967 MPa.

La figure 4.22 montre qu'une série de fissures annulaires se développent dans la couche nitrurée pendant que le cœur se déforme plastiquement. Ces fissures secondaires, qui apparaissent par à-coups, ne permettent pas à l'extensomètre d'enregistrer une courbe continue, ce qui donne des courbes de traction fragmentées après le seuil d'écoulement. Plus la couche est mince, plus ces fissures secondaires sont nombreuses et rapprochées. Leur nombre est à peu près égal au nombre de décrochages de la courbe de traction. Pour la couche mince, on en compte environ 35, mais les fragments de la courbe de traction sont si proches qu'ils donnent l'illusion d'une courbe continue. La couche moyenne, au contraire, présente huit fissures secondaires distinctes tant à la surface de l'éprouvette (figure 4.22) que sur la courbe de traction (figure 4.21).

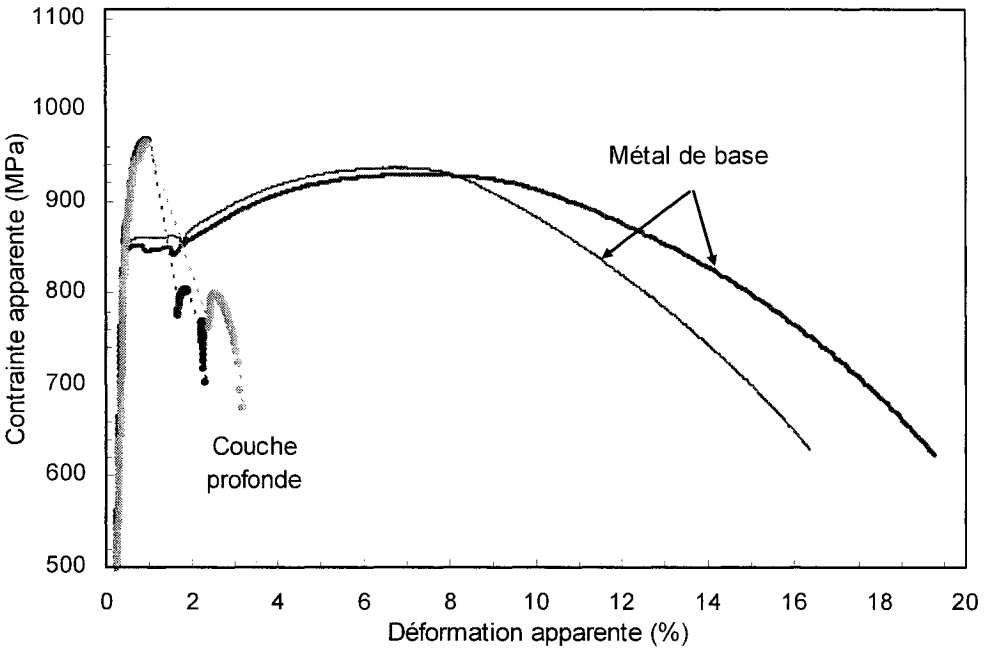


Figure 4. 20. Courbes de traction monotone de l'acier 4140 (lot n°1)

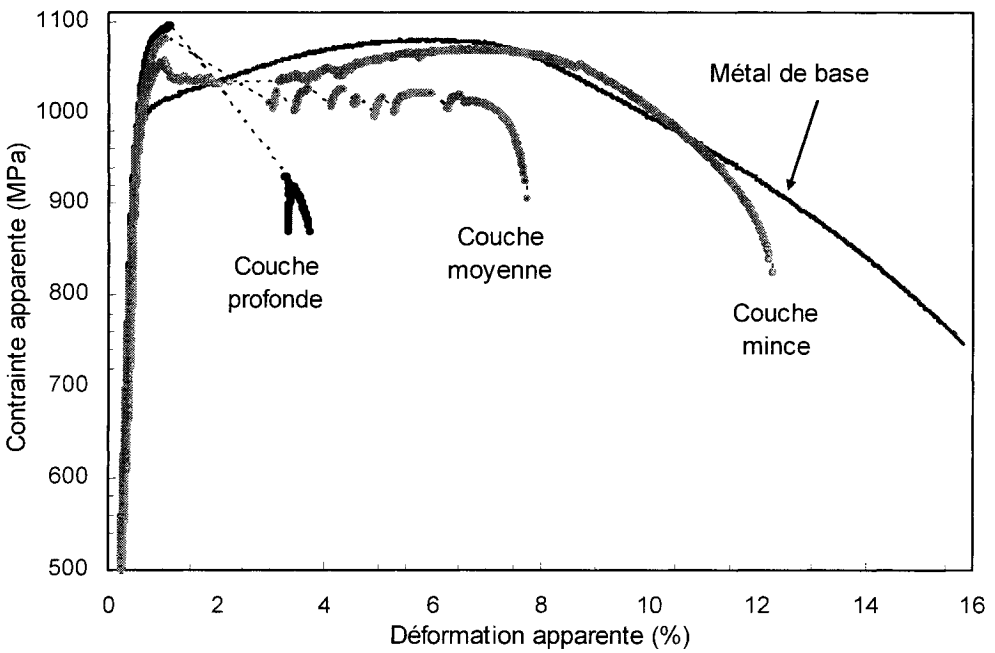


Figure 4. 21. Courbes de traction monotone de l'acier 4140 (lot n°2)

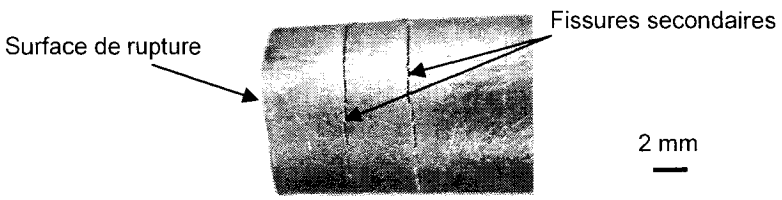


Figure 4. 22. Fissures de surface sur l'éprouvette de traction avec couche moyenne

Les traitements d'oxydation ou de trempe postérieurs à la nitruration affectent peu la courbe de traction (figure 4.23). La résistance à la traction après traitement est légèrement supérieure à celle de la couche moyenne de base et la ductilité est un peu réduite. Néanmoins, il n'est pas certain que cela soit attribuable au post-traitement puisque alors on devrait observer une différence entre l'oxydation et la trempe.

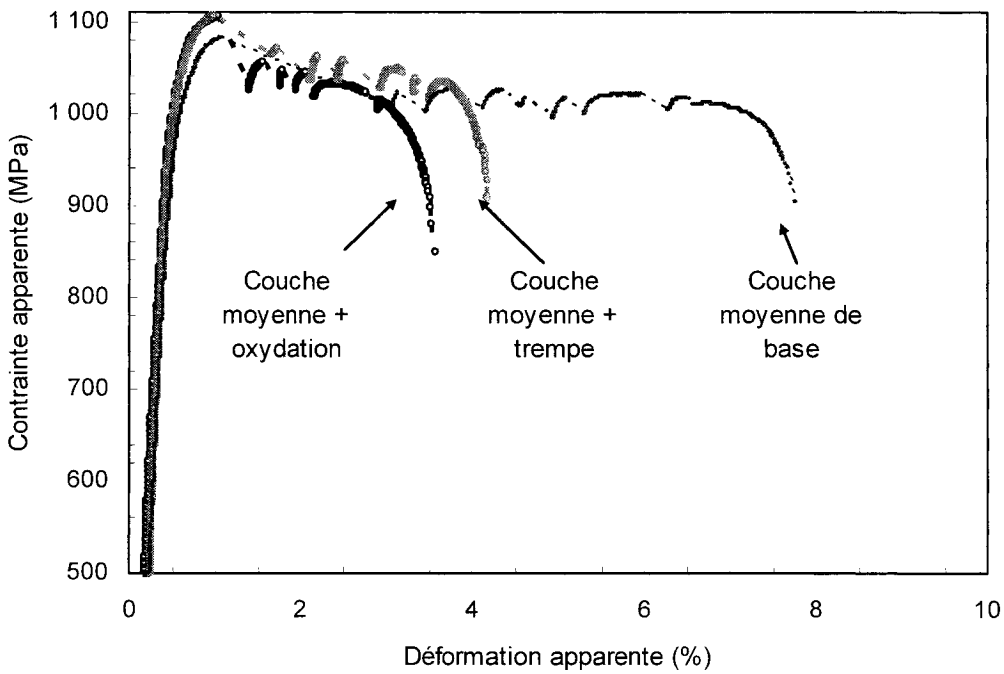


Figure 4. 23. Effet des post-traitements sur la courbe de traction de l'éprouvette dotée d'une couche moyenne

Pour un même traitement de nitruration avec des paramètres et un matériau donnés, le profil de microdureté montre une bande de dispersion due non seulement à l'erreur de mesure et à l'hétérogénéité possible du matériau mais aussi à l'écart existant entre deux traitements réalisés à des instants différents. Le traitement de nitruration qui précède

l'oxydation ou la trempe peut très bien se situer sur la limite supérieure de la bande de dispersion tandis que le traitement qui a été appliqué à l'éprouvette représentative de la « couche moyenne de base » se rapproche plus de la limite inférieure. Sur la courbe de traction, cela se traduit par une résistance à la traction plus élevée et par une ductilité plus faible car la surface nitrurée est plus dure et plus profonde.

4.5.1.2 Acier 4140 nitruré à cœur

L'essai de traction sur une éprouvette mince à section rectangulaire nitrurée à cœur montre que la couche de diffusion a une ductilité extrêmement faible (figure 4.24); la déformation plastique à la rupture n'est que de 0,024 %. La limite d'élasticité du matériau nitruré à cœur est très élevée (1 300 MPa) et peu différente de la résistance à la traction ou de la résistance à la rupture (1 367 MPa). La grande limite d'élasticité de la couche de diffusion explique la stabilité des contraintes résiduelles présentées sur la figure 4.15. Pour une contrainte alternée de 700 MPa, la somme de la contrainte minimale appliquée et des contraintes résiduelles de compression ne dépasse pas la limite d'élasticité.

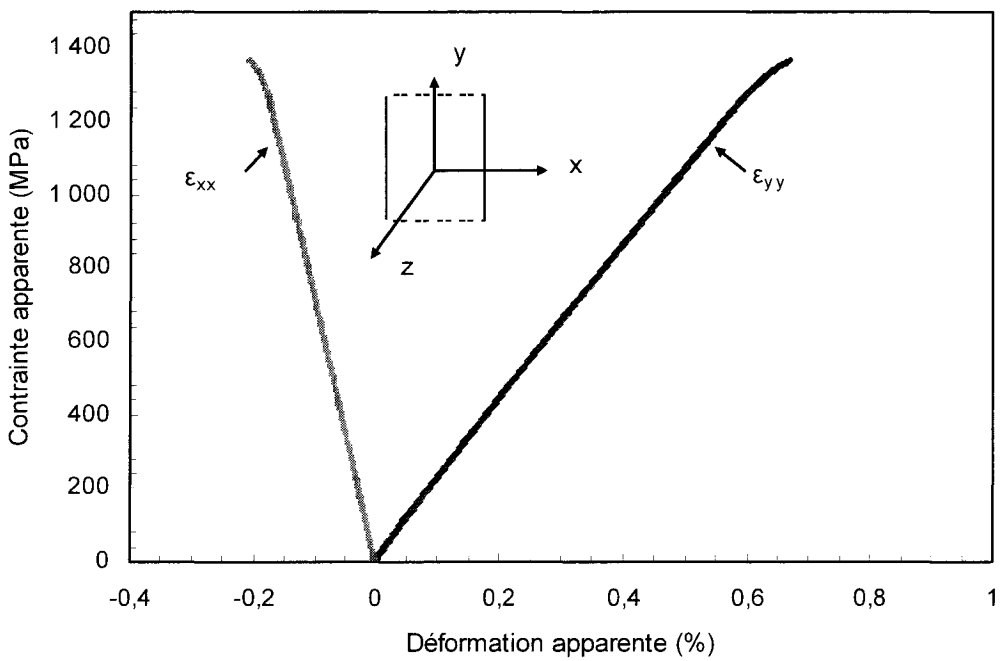


Figure 4. 24. Courbes de traction monotone uniaxiale dans la direction y de l'acier 4140 nitruré à cœur (σ_{yy} *vs* ε_{yy} et σ_{yy} *vs* ε_{xx})

Le module d'Young mesuré sur l'acier nitruré (≈ 212 GPa) est voisin de celui mesuré sur l'acier 4140 de base. Pour comparaison, le coefficient de Poisson du fer est de 0,293 et son module d'Young est de 211 GPa. Contrairement à ce qu'affirment Guagliano et Vergani (1997), aucune augmentation du module d'Young avec la profondeur de nitruration n'est observée. Le cœur et la couche ont des modules d'Young voisins comme le montre le tableau 4.2 qui résume les différents résultats des essais de traction.

L'utilisation d'un deuxième extensomètre perpendiculaire à la direction de la traction permet de mesurer la contraction latérale ε_{xx} et de calculer un coefficient de Poisson égal à environ 0,30.

Tableau 4. 2. Propriétés mécaniques en traction (valeurs apparentes et rationnelles)

	E	R_e	a_e	$R_{e0,2\,\%}$	R_m	a_m	a_r	Σ
	GPa	MPa	%	MPa	MPa	%	%	%
4140 de base (lot 2)	213	830	0,40	993	1 081	5,65	15,46	55,8
Couche mince	204	840	0,48	1 018	1 056	0,54	11,87	16,0
Couche moyenne	204	840	0,42	1 041	1 081	0,53	7,32	5,9
et oxydation	217	840	0,38	1 085	1 105	0,55	3,18	7,9
et trempe	202	860	0,43	1 065	1 106	0,50	3,75	7,2
Couche profonde	213	860	0,43	1 050	1 095	0,61	3,33	4,6
4140 nitruré à cœur	212	1 300	0,61	---	1 367	0,02	0,02	0,4

4.5.2 OBSERVATIONS FRACTOGRAPHIQUES

Les surfaces de ruptures des éprouvettes de traction sont observées au stéréomicroscope et au microscope électronique à balayage.

4.5.2.1 Métal de base

Le métal de base présente une striction importante avec une rupture en « rosette » (figure 4.25). Ce faciès de rupture serait favorisé par la texture héritée du laminage à chaud et ne s'observe que dans des barreaux prélevés dans la direction de laminage (ASM Handbook Committee Vol.12, 1987). La zone fibreuse centrale résulte d'une lente

rupture ductile, avec des cupules équiaxes de différentes tailles, favorisée par la triaxialité des contraintes maximale au centre de la zone. Les marques radiales, associées à une ductilité transversale faible et à des contraintes circonférentielles $\sigma_{\theta\theta}$ élevées, suggèrent qu'il y eu ensuite une propagation rapide ou instable dans la direction radiale. Quand la ductilité est faible, les marques sont fines avec peu de relief. Même si d'après les grosses lèvres de cisaillement, la ductilité est élevée, la zone radiale montre des fissures orientées dans la direction longitudinale de l'éprouvette et dont les surfaces présentent du quasi-clivage. Le quasi-clivage correspond à des facettes de clivage mal définies qui s'amorcent généralement à des carbures ou des inclusions (*Ibid.*).

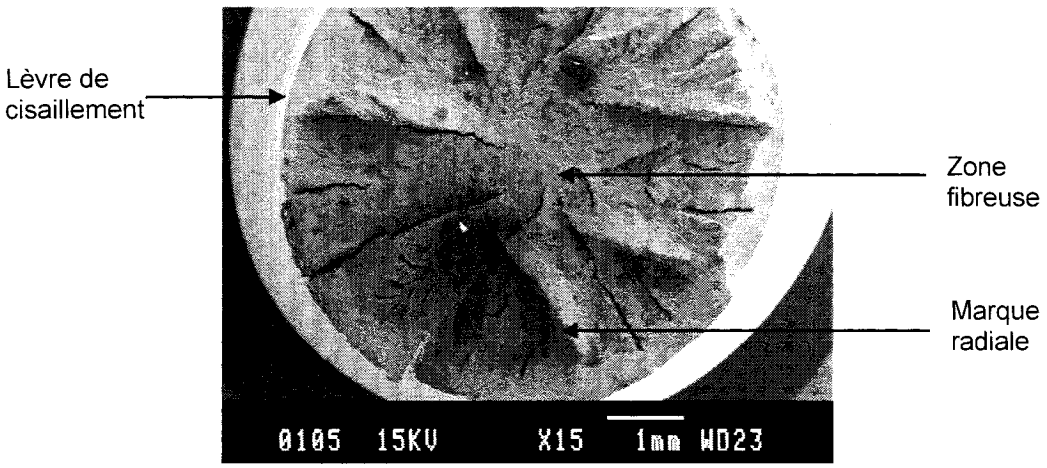


Figure 4. 25. Éprouvette du métal de base rompue en traction

4.5.2.2 Acier nitruré à cœur

La rupture en traction de l'éprouvette mince à section rectangulaire est fragile, sans ductilité ni striction (figure 4.26), la limite d'élasticité étant très proche de la résistance à la traction (figure 4.24). Les lèvres de cisaillement sont peu visibles sauf, peut-être, à l'extrémité gauche de la surface de rupture, ce qui permettrait de situer la rupture finale dans un des coins. Les coins favorisent d'autant plus l'amorçage qu'ils sont susceptibles de présenter une nitruration excessive. En effet, la géométrie des angles saillants force deux fronts de diffusion à se rencontrer. Les précipités se formant préférentiellement aux joints de grains, des réseaux de nitrures, qui fragilisent les joints, peuvent se former. Le

faciès de rupture (figure 4.27) présente un mélange de clivage et de décohésion intergranulaire qui pourrait être favorisée par la présence de nitrures aux joints de grains.

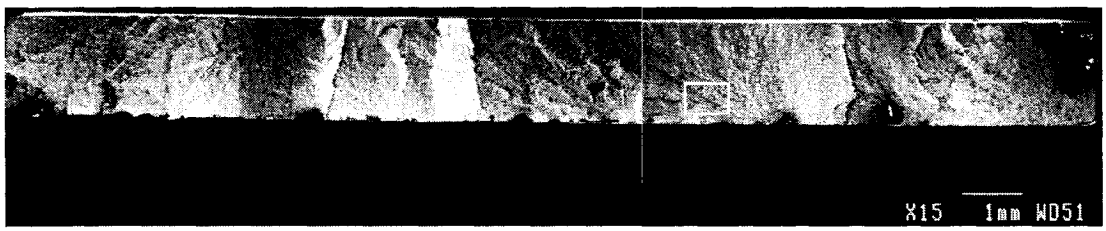


Figure 4. 26. Éprouvette nitrurée à cœur rompue en traction

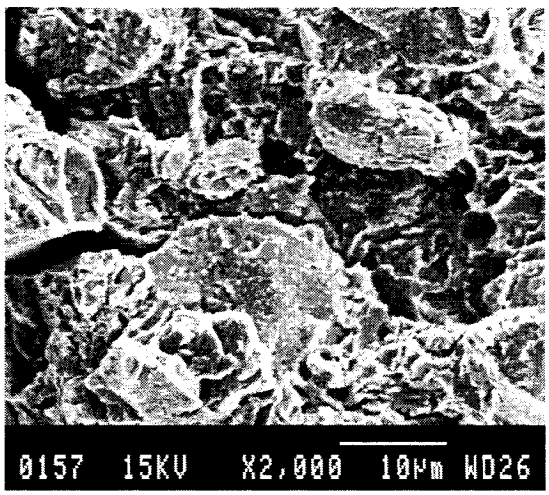


Figure 4. 27. Faciès de rupture de l'acier nitruré à cœur

4.5.2.3 Acier nitruré

Le faciès de rupture de l'acier nitruré possède globalement moins de relief que celui du métal de base. La présence d'une couche nitrurée rompue exerce un effet d'entaille sur le cœur; la ductilité décroît d'autant plus que la couche est profonde.

L'effet d'entaille exercée par la couche profonde rompue est suffisant pour que le cœur rompe avec peu de ductilité et pour que seulement une fissure secondaire ait le temps de se développer de part et d'autre de la fissure annulaire principale. La surface de rupture de l'éprouvette dotée d'une couche profonde (figure 4.28) montre deux régions distinctes liées respectivement au cœur et à la couche nitrurée. Le cœur, de couleur gris mat, présente plus de relief que la couche. On y observe des marques dont la

ressemblance avec les lignes d'arrêt observées en fatigue peut prêter à confusion (McEvily *et al.* 1996). Ces marques sont perpendiculaires à la direction de propagation et permettent de remonter au site d'amorçage, situé quelque part sous la couche.

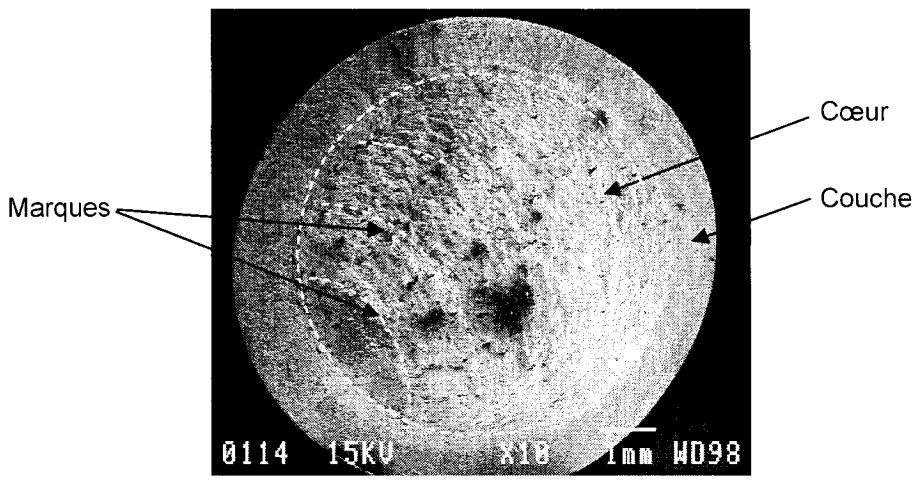


Figure 4. 28. Éprouvette nitrurée avec une couche profonde rompue en traction

La rupture de la couche est très plate, typique d'une rupture fragile. De la surface vers le cœur, des zones où le clivage (figure 4.29.a) domine font place à des plages de décohésion intergranulaire (figure 4.29.b) en proportion d'autant plus grande qu'on approche du cœur.

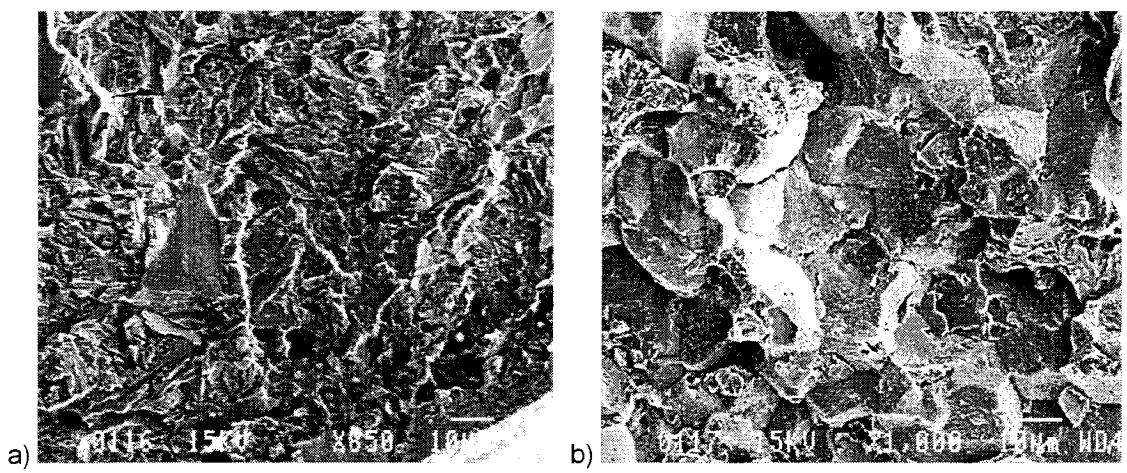


Figure 4. 29. Faciès de rupture d'une couche profonde (a) proche de la surface et (b) en se rapprochant du cœur

La rupture en traction de l'éprouvette dotée d'une couche moyenne est semblable à celle de la couche profonde à quelques différences près. D'une part, les fissures secondaires en surface sont plus nombreuses. La surface de rupture n'est plus plane (figure 4.30.a) mais résulte de l'amorçage et de la coalescence d'au moins deux fissures de surface.

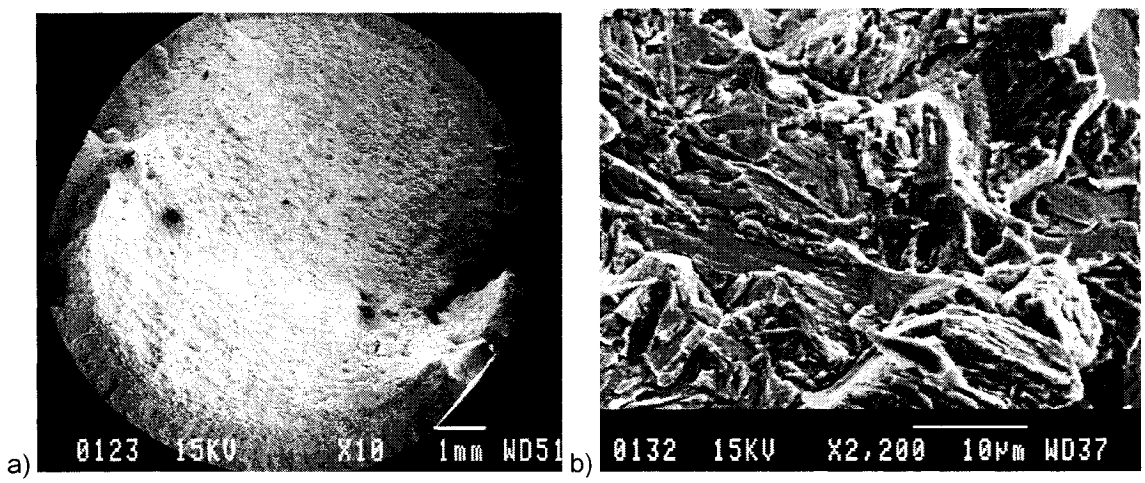


Figure 4. 30. (a) Éprouvette nitrurée rompue en traction et (b) faciès de rupture du cœur sous la couche moyenne

Contrairement à la couche profonde, la couche moyenne rompue n'exerce pas un effet d'entaille suffisant pour rompre le cœur dès qu'apparaît la première fissure dans la couche. Malgré les fissures annulaires de la couche, le cœur poursuit sa déformation plastique jusqu'à ce que sa ductilité soit atteinte. Il rompt finalement de façon fragile (figure 4.30.b). La rupture du cœur n'est pas amorcée au centre de l'éprouvette mais près de la couche rompue par des mécanismes de clivage et de décohésion intergranulaire.

4.5.3 COMPORTEMENT D'UN ACIER NITRURÉ EN TRACTION MONOTONE

La limite d'élasticité de l'acier nitruré est contrôlée par les propriétés du matériau de cœur car la nitruration n'affecte qu'une fraction (la surface) de la section totale de l'éprouvette. La résistance à la traction est définie par la rupture de la couche qui intervient dès que la contrainte atteint localement la résistance à la rupture de cette dernière (environ 1 367 MPa). Dès que le cœur subit une déformation plastique, il supporte une part moins grande de l'effort auquel est soumise l'éprouvette nitrurée. La

couche est donc soumise à une contrainte plus grande que le cœur, d'autant plus qu'elle est mince. C'est pourquoi la plus faible résistance est associée à la couche mince.

Cependant, si la couche est assez mince, l'effet d'entaille exercé par la fissure annulaire ainsi créée sera faible. La rupture de la couche influencera peu le cœur. Le cœur continue à se déformer plastiquement tandis que la couche nitrurée se rompt en une série d'anneaux (figure 4.22). La courbe de traction (figure 4.21) associée à l'acier nitruré montre bien ces décrochages successifs caractéristiques du développement de fissures secondaires dans la couche alors que le cœur poursuit sa déformation plastique. Ces fissures secondaires constituent un phénomène assez courant en présence d'un traitement de surface ou d'un dépôt. Comme l'explique Menčik (1996), lors d'un chargement en traction, des contraintes de cisaillement apparaissent à l'interface entre le dépôt ou la couche nitrurée et le substrat. Au niveau de la première fissure dans la couche, aucune contrainte n'agit sur la surface libre créée par la fissure et toute la charge est supportée par le cœur. Cependant, à une certaine distance de cette fissure, la charge est supportée par la couche aussi bien que par le cœur. Des contraintes de cisaillement apparaissent à l'interface entre la couche et le cœur et viennent graduellement augmenter les contraintes de tension dans la couche jusqu'à ce que la résistance de celle-ci soit atteinte. Une nouvelle surface libre est alors créée et le processus se répète générant des fissures circonférentielles assez régulièrement espacées sur la longueur entre repères de l'éprouvette de traction.

D'une manière générale, l'acier nitruré possède une résistance à la traction inférieure à celle de l'acier de base. Il ne présente pas de striction, donc peu de ductilité, mais sa résistance aux petites déformations est plus grande. Cette dernière caractéristique laisse supposer une résistance à la fatigue à grand nombre de cycles supérieure à celle de l'acier de base.

4.6 FATIGUE AXIALE EN TRACTION-COMPRESSION CYCLIQUE (R_σ = -1)

Des éprouvettes du métal de base et des éprouvettes nitrurées ont été soumises à une sollicitation cyclique en traction-compression à amplitude constante (rapport de charge R_σ = -1). L'essai est réalisé à température ambiante et à une fréquence de 10 Hz. Il est mené jusqu'à la ruine de l'échantillon ou jusqu'à 5 millions de cycles. La liste détaillée des essais est fournie à l'annexe B. Les surfaces de rupture des éprouvettes nitrurées sont systématiquement observées au stéréomicroscope puis au microscope électronique à balayage équipé d'un spectromètre de rayons X en sélection d'énergie.

4.6.1 COURBES DE WÖHLER

4.6.1.1 Influence de la géométrie d'éprouvette

Une première série d'essais de fatigue (tableau B.1 de l'annexe B) a été réalisée sur le lot d'acier n°1 afin de comparer les mérites respectifs des géométries d'éprouvettes à fût toroïdal (figure 4.3.a) et à fût cylindrique (figure 4.3.b). À une même contrainte appliquée, les durées de vie en fatigue (figure 4.31) sont plus courtes pour la géométrie cylindrique que pour la géométrie toroïdale. Cet effet s'observe aussi bien sur l'acier de base que sur l'acier nitruré mais il est plus important pour l'acier nitruré.

Un effet similaire est rapporté par Pomey et Rabbe (1970) pour des éprouvettes (non nitrurées) sollicitées en flexion rotative à moment de flexion constant. Bien que le coefficient K_t d'une éprouvette toroïdale soit égal à 1,03, sa limite de fatigue est jusqu'à 10 % supérieure à celle d'une éprouvette cylindrique. Une des explications proposées est la « plus faible probabilité de rencontrer un défaut nocif par suite du plus petit volume sollicité sous la contrainte maximale ». Notez que les machines de flexion rotative à moment constant sont rares et que, par conséquent, la forme de l'éprouvette ne devrait pas affecter beaucoup le volume sollicité qui pour un essai à moment linéaire se limite à la section où le moment de flexion est maximal pour un diamètre d'éprouvette minimal.

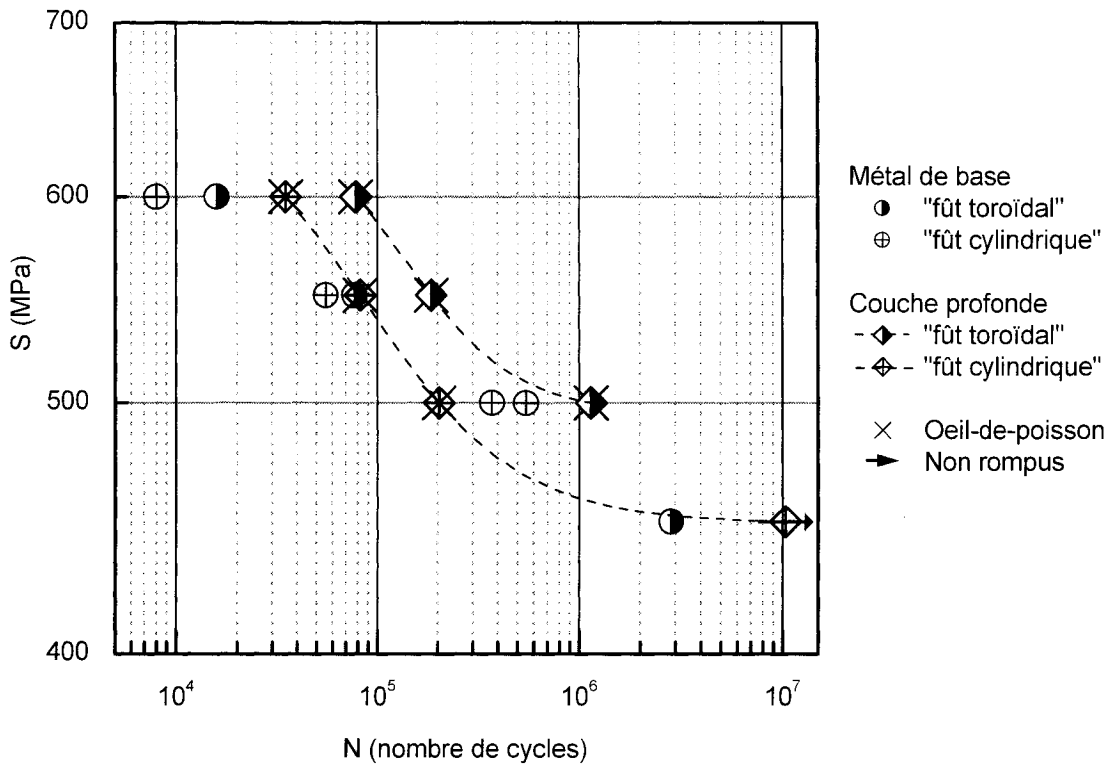


Figure 4. 31. Comparaison des courbes de Wöhler pour deux géométries d'éprouvettes

Sur le tableau 4.3, les deux géométries d'éprouvettes sollicitées à un même niveau de contrainte sont comparées en termes de durée de vie et de taille d'inclusion au site d'amorçage. Pour une même contrainte appliquée, les éprouvettes à section toroïdale sont généralement associées à de plus petites inclusions que les éprouvettes à section cylindrique constante et les fissures amorcées sur de petites inclusions sont généralement associées à des durées de vie plus longues que celles amorcées sur de grosses inclusions. La géométrie à fût cylindrique, avec son large volume sollicité sous une contrainte uniforme, permet une estimation plus sécuritaire des durées de vie et sans créer de flambement. Elle a donc été choisie pour réaliser l'étude de l'influence de la profondeur de nitruration.

Tableau 4. 3. Effet de la géométrie d'éprouvette sur la durée de vie et la taille d'inclusion au site d'amorçage

S_a (MPa)	Type de géométrie	N_f (nombre de cycles)	Taille d'inclusion √aire (*µm*)
550	Fût toroïdal	185 773	38,5
	Fût cylindrique	82 298	52,0
600	Fût toroïdal	78 413	19,5
	Fût cylindrique	35 139	40,0

4.6.1.2 Influence de la profondeur de nitruration

Les courbes de Wöhler pour les couches minces, moyennes et profondes sont représentées sur la figure 4.32 où la courbe de l'acier de base (lot n°2) sert de référence. Certaines éprouvettes avec couche moyenne ont reçu un traitement postérieur à la nitruration, soit une oxydation soit une trempe à l'huile. Aucun de ces traitements n'apporte de modification notable ni aux profils de dureté (figure 4.9) ni aux profils de contraintes résiduelles (figure 4.16). Les résultats en fatigue correspondants ne se sont pas distingués davantage de ceux obtenus pour la couche moyenne de base sans traitement postérieur. À un même niveau de contrainte, par exemple à 650 MPa, les couches moyennes sans traitement postérieur, avec oxydation ou avec trempe donnent des durées de vie (en interne) similaires. Le détail des essais de fatigue réalisés est présenté sur le tableau B.2 de l'annexe B. Tous les essais ont été réalisés à une fréquence de 10 Hz sauf à 700 MPa où le haut niveau de contrainte appliquée a rendu nécessaire la diminution à 1Hz de la fréquence de travail afin d'éviter un échauffement excessif de l'échantillon.

Contrairement à ce que prévoient Dörr et Wagner (1996), la nitruration provoque un accroissement de la durée de vie en traction-compression axiale et ce, quelque soit la profondeur de diffusion. Cette amélioration semble s'élever vers la limite d'endurance quand le niveau de contrainte appliquée diminue; la courbe de fatigue associée au métal nitruré pourrait avoir une pente plus faible que celle du métal de base vers les longues

durées de vie. En prenant le métal de base comme référence, la nitruration multiplie la durée de vie de l'acier par un facteur qui varie de 3 à 6 à 700 MPa, de 4 à 9 à 650 MPa, de 2 à 9 à 600 MPa et de 10 à 40 ou plus encore à 575 MPa.

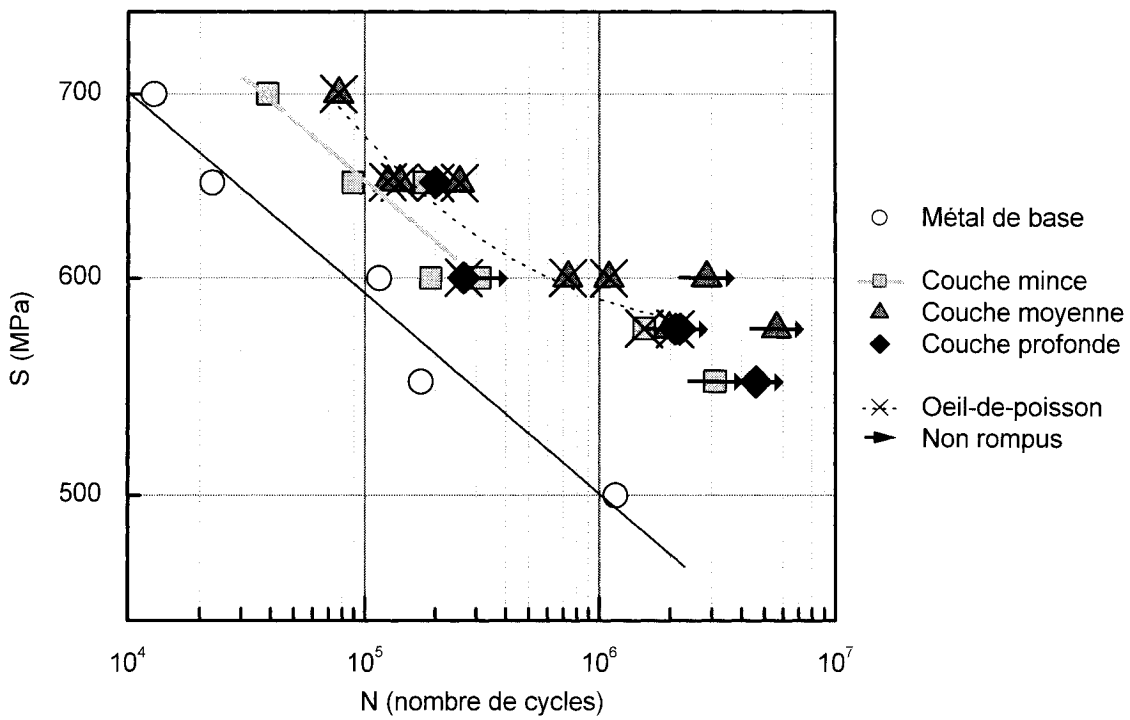


Figure 4. 32. Courbes S-N à R_σ = -1 pour les trois profondeurs de nitruration

Parmi les trois profondeurs de nitruration étudiées, la couche mince est généralement associée à l'amélioration la plus faible tandis que la couche profonde n'est, la plupart du temps, pas meilleure que la couche moyenne et peut même être associée à des durées de vie plus courtes comme, par exemple, à 575 MPa et à 600 MPa.

La rupture des aciers nitrurés peut se produire de deux manières : soit à partir de la surface, soit à partir d'une discontinuité interne. La rupture interne est toujours associée à un œil-de-poisson qui, souvent, s'amorce sur une inclusion non métallique. La compétition entre les deux mécanismes de rupture dépend de la profondeur de nitruration et de la contrainte appliquée.

Aux niveaux de contrainte étudiés, les couches moyennes et profondes rompent toujours à partir du cœur sauf dans deux cas où un gros défaut était présent en surface. Les points correspondants (tableau B.2) n'ont pas été reportés sur la courbe de fatigue puisque ces défauts se sont révélés être des projections involontaires du masquage d'étain qui a été utilisé pour empêcher la nitruration des têtes filetées. Sous chaque projection, se trouve une zone non nitrurée. Cette zone, plus douce que la couche, conduit à une diminution de la durée de vie de l'acier nitruré; ce qui conforte la remarque de Mazal *et al.* (1997) sur l'importance de l'homogénéité d'un traitement de surface, homogénéité qui expliquerait la supériorité de la nitruration sur la trempe superficielle au laser par exemple.

La couche mince, quant à elle, rompt à partir de la surface pour les contraintes les plus élevées (ligne grise de 700 à 600 MPa) alors que pour l'essai à 575 MPa, elle rompt à partir d'un défaut interne. La couche mince présente une transition du mécanisme de fissuration pour une contrainte de 600 MPa environ. Sur deux éprouvettes sollicitées à cette contrainte, l'une a rompu à partir d'un défaut de surface tandis que l'autre ne présentait aucune fissure visible à un nombre de cycle supérieur à la durée de vie de la première éprouvette; la rupture de la tête de l'échantillon ayant interrompu l'essai, l'existence d'une fissure interne n'a pu être vérifiée. La rupture en fatigue résulte soit de l'amorçage et de la propagation d'une fissure semi-elliptique en surface, soit de la propagation d'une fissure circulaire autour d'une discontinuité interne, par exemple une inclusion ou une faiblesse de la microstructure.

Plusieurs essais à longue durée de vie n'ont pu être menés à terme car les éprouvettes ont rompu au niveau de la tête filetée non nitrurée alors que la partie calibrée nitrurée ne présentait aucune fissure visible. Le fond du filet équivaut à une entaille. Il favorise l'amorçage de fissures qui, pour des vies supérieures à 1 million de cycles ont le temps de se propager et de coalescer de sorte que la tête rompt plus rapidement que la section utile de l'éprouvette dont l'aire est pourtant 7 fois plus petite. Ces cas particuliers sont représentés sur la figure 4.32 comme des éprouvettes non rompues du matériau nitruré.

4.6.2 OBSERVATIONS FRACTOGRAPHIQUES

Les surfaces de rupture sont systématiquement observées au stéréomicroscope. Cependant, à l'échelle microscopique, nous nous intéresserons surtout à l'acier nitruré.

4.6.2.1 Fissures de surface

4.6.2.1.1 Acier 4140 de base

Sur la macrographie du métal de base sollicité à 550 MPa (figure 4.33.b), la forme semi-circulaire ou semi-elliptique de l'unique fissure amorcée se devine assez facilement. À un niveau de contrainte supérieur (figure 4.33.a), plusieurs fissures s'amorcent et laissent des marches sur le pourtour de la surface de rupture. Au fur et à mesure que la fissure progresse, les marques radiales, qui permettent de remonter au site d'amorçage, sont de plus en plus profondes. Puis, la fissure dévie sur des plans à 45° de la direction de sollicitation. La zone de rupture finale par déchirement ductile est toujours diamétralement opposée au site d'amorçage. Plus la contrainte alternée est grande, plus elle occupe une surface importante et plus la surface de fatigue est petite ($K \approx K_c$).

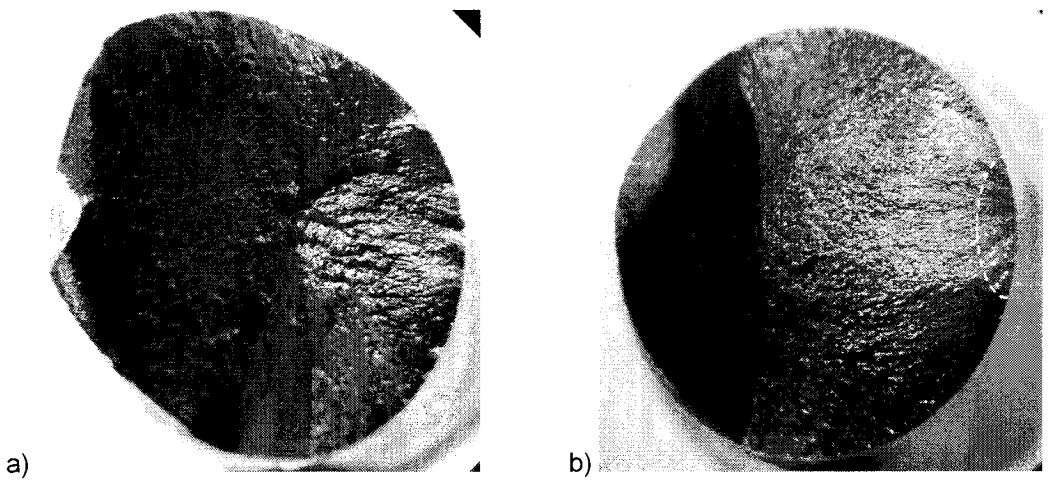


Figure 4. 33. Éprouvettes de l'acier de base rompues après (a) 12 864 cycles à 700 MPa et (b) 174 024 cycles à 550 MPa

Les fissures s'amorcent probablement sur des rayures d'usinage ou sur des inclusions de surface. À 700 MPa, une fissure s'est amorcée sur une inclusion dont l'empreinte est visible sur les répliques présentées sur la figure 4.34.

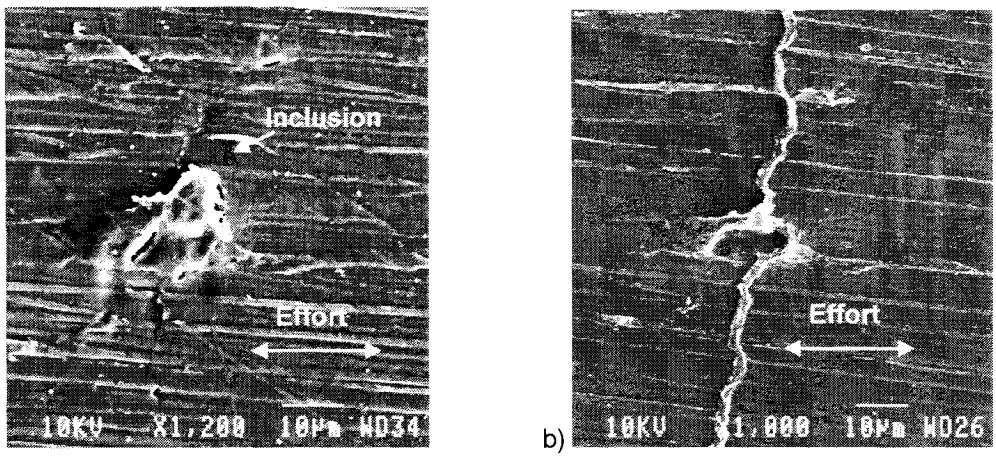


Figure 4. 34. Répliques acétates du site d'amorçage principal de l'éprouvette de la figure 4.33.a à (a) 8 500 cycles et (b) 11 500 cycles

4.6.2.1.2 Acier 4140 nitruré

La rupture en fatigue à partir d'une fissure amorcée à la surface de l'acier nitruré semble se dérouler suivant les mêmes étapes que dans le métal de base, avec l'amorçage ponctuel et le développement d'une fissure semi-elliptique, mais les observations fractographiques sont moins claires. La fissuration externe ne concerne que la couche mince pour une contrainte alternée supérieure ou égale à 600 MPa.

D'après les marques radiales, qui rayonnent à partir d'un point à la surface de la couche mince sur la figure 4.35.a, la fissure semble semi-elliptique. Des lignes très légères suggèrent la présence de stries de fatigue (figure 4.35.b) mais la surface de rupture présente des zones matées si larges que l'identification des détails fractographiques est difficile. Le défaut à l'origine de l'amorçage n'est pas identifié (inclusion, rayure).

Les fissures s'amorcent peut-être aux joints de grains; la fissuration de la surface nitrurée est majoritairement intergranulaire avec des fissures secondaires aux joints (figure 4.36). La décohésion intergranulaire serait favorisée par la fragilisation des joints de grains notamment par la précipitation de nitrures de fer (ASM Handbook Committee Vol.12 1987). Si tel est le cas, la dureté augmente du centre du grain vers le joint fragilisé. La fissure ainsi amorcée se propage par quasi-clivage avec encore quelques zones éparses de fissuration intergranulaire. La couche rompue présente en général deux

zones de brillance différente. Le passage d'une zone à une autre correspond peut-être à une variation importante du facteur d'intensité de contrainte ou de la vitesse de propagation tandis que la deuxième zone s'achève à l'interface entre la couche de diffusion et le cœur.

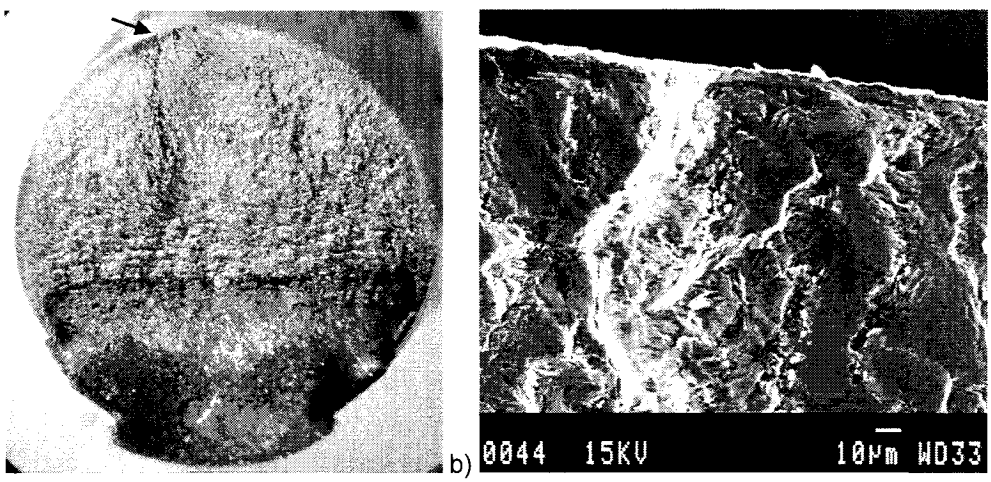


Figure 4. 35. (a) Éprouvette avec couche mince rompue après 191 766 cycles à 600 MPa à partir (b) d'une fissure amorcée en surface

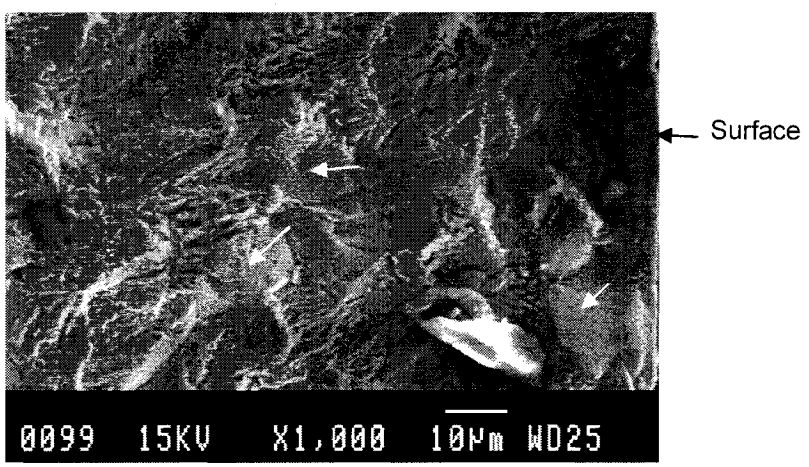


Figure 4. 36. Fissuration intergranulaire prés de la surface d'une éprouvette avec couche mince rompue après 180 179 cycles à 650 MPa

À 650 MPa, un essai de fatigue sur une éprouvette de couche mince a été interrompu avant la rupture complète de l'échantillon et l'observation au microscope optique ayant révélé l'existence d'une fissure, celle-ci a été ouverte en flexion. D'après la forme en « croissant » de la fissure (figure 4.37), il semblerait que la fissure semi-elliptique se

propage plus rapidement sur les bords, à l'intérieur de la couche, qu'en direction du cœur de l'éprouvette où le champ de contraintes résiduelles freine sa propagation (Ravichandran 1996).

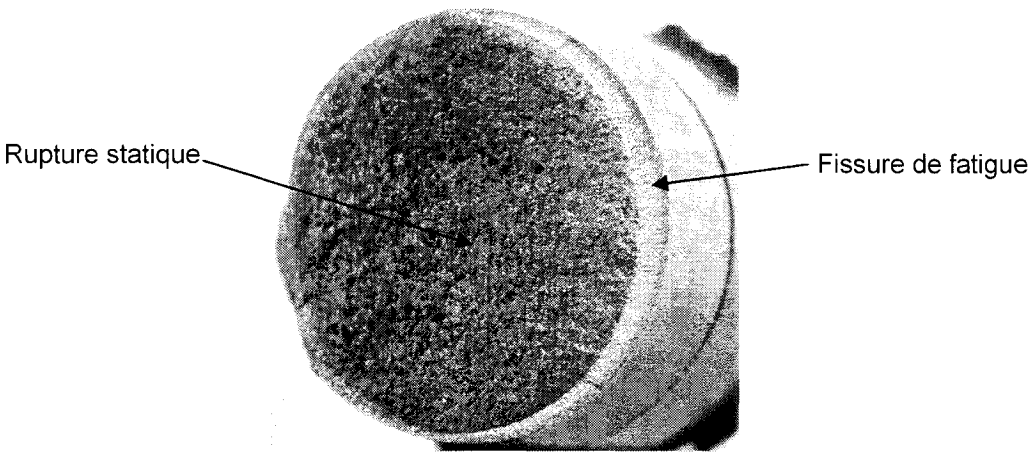


Figure 4. 37. Fissure à la surface d'une éprouvette avec couche mince après 89 037 cycles à 650 MPa

Un doute subsiste quant au rôle de la couche blanche. Rompt-elle en fatigue ou en surcharge en amorçant une fissure qui se propage dans la couche de diffusion? Ou bien reste-t-elle intègre pendant qu'une fissure s'amorce et se propage, sous la surface, à l'intérieur de la couche de diffusion? La tentative de suivi de fissure à l'aide de la technique des répliques acétates n'a pas permis de lever ce doute. La surface d'une éprouvette de couche mince rompue après 11 576 cycles à 700 MPa ne présente pas de fissure visible même à 86 % de la durée de vie. Il est vrai que la surface poreuse de la couche blanche ne facilite pas l'observation. Des fissures secondaires, proches de la fissure principale, ne sont visibles qu'aux endroits où la zone poreuse de la couche blanche s'est détachée de la partie compacte (figure 4.38). La profondeur de ces fissures n'excéderait pas la profondeur de la couche qui est inférieure à 10 µm. Malgré son manque d'uniformité et son épaisseur, la couche blanche associée à la nitruration profonde n'a pas favorisé la fissuration externe de la couche profonde pour laquelle la fissuration interne est le mécanisme le plus rapide.

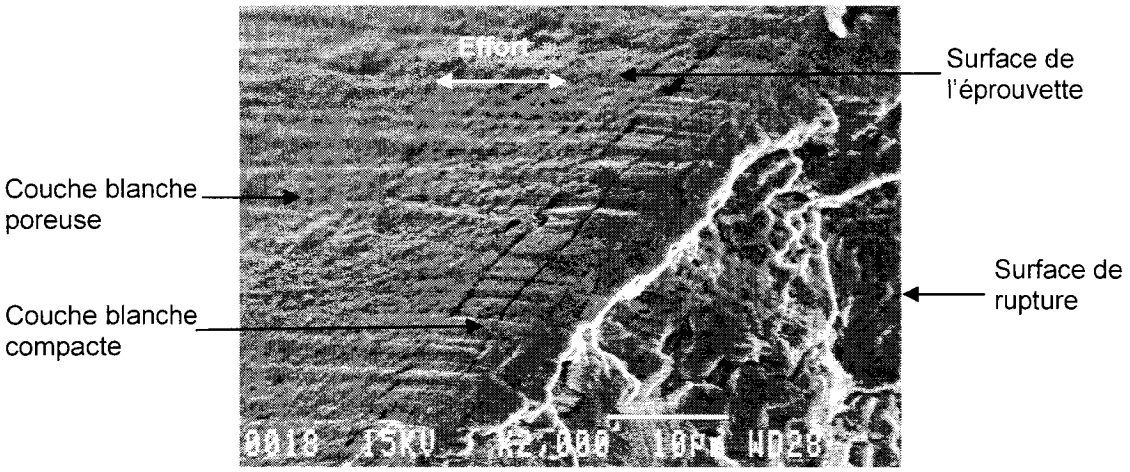


Figure 4. 38. Fissure secondaire à la surface de la couche blanche sur une éprouvette de couche mince rompue après 89 037 cycles à 650 MPa (*tilt* 28°)

4.6.2.2 Fissures internes

4.6.2.2.1 Profondeur du site d'amorçage (z_{am})

En traction-compression, la rupture à partir d'un œil-de-poisson peut s'amorcer n'importe où dans le cœur qui est soumis à une tension uniforme (figure 4.39).

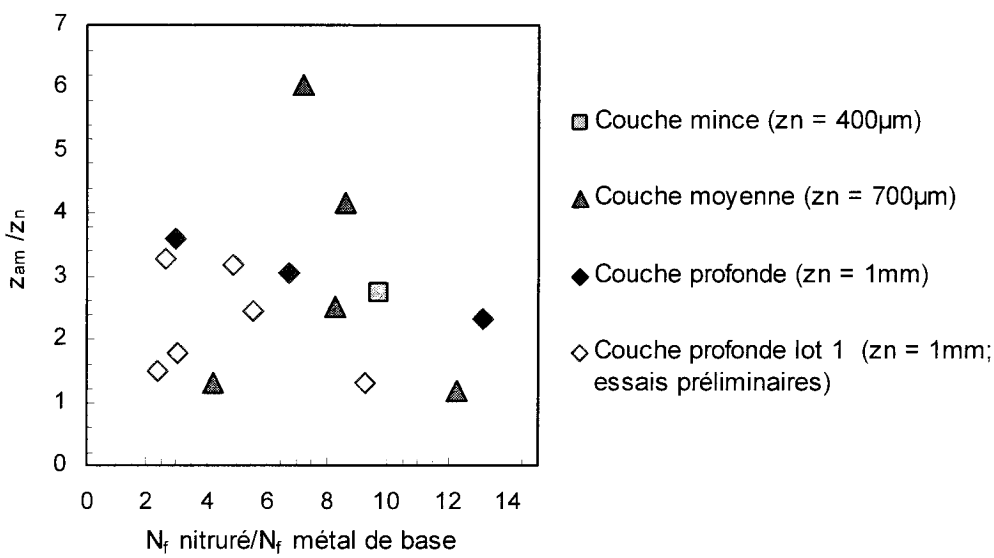


Figure 4. 39. Répartition en profondeur des sites d'amorçage interne

La position du site d'amorçage est indépendante de la profondeur de nitruration (z_n) et du niveau de contrainte appliquée. Bien que certains auteurs (Sakai, Sato *et al.* 2002) fassent état d'une augmentation de la durée de vie avec la profondeur d'inclusion, aucune relation n'a pu être mise en évidence entre la profondeur du site et la durée de vie en fatigue (Limodin *et al.* 2002).

4.6.2.2.2 Défauts au site d'amorçage

Une analyse à l'aide du spectromètre rayons X en sélection d'énergie associé au MEB (figure 4.40) révèle que les inclusions incriminées dans la rupture sont des oxydes complexes généralement constitués des éléments Al, Mn, O et Ca, c'est-à-dire des aluminates de calcium. Ceci semble confirmer l'importance de la composition chimique des inclusions. Les sulfures de manganèse, bien que présents dans la matrice, n'ont pas amorcé de fissures de fatigue. Pendant la mise en forme, leur plus grande ductilité leur permet d'être étirés dans la direction de laminage au contraire des inclusions d'oxydes fragiles qui conservent leur forme et leur taille ou sont brisées.

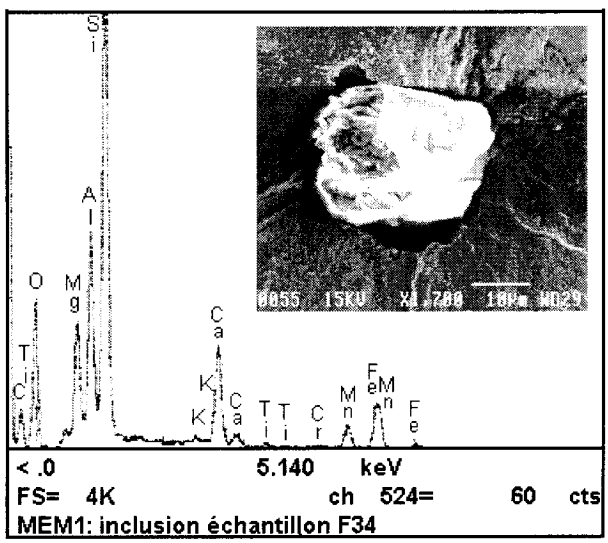


Figure 4. 40. Spectre EDS d'une inclusion non métallique dans une éprouvette de couche profonde rompue après 265 110 cycles à 600 MPa

Prés de la moitié des fissures internes ne s'amorcent pas sur une inclusion mais sur une zone de faiblesse microstructurale dont la nature n'a pu être identifiée (figure 4.41).

Cette zone ne présente pas de relief particulier et, d'après l'analyse spectrométrique, elle est constituée des mêmes éléments chimiques que la matrice. Murakami (2002) attribue l'amorçage de ces fissures internes à la présence de zones bainitiques au sein d'une matrice martensitique et de précipités de carbures aux joints de grains. Dans un acier très propre, de petites inhomogénéités structurales peuvent être grandes devant les inclusions présentes.

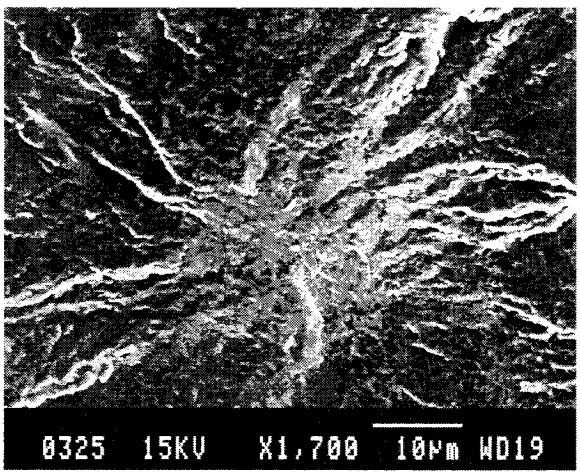


Figure 4. 41. Œil-de-poisson sans inclusion dans une éprouvette de couche moyenne rompue après 77 300 cycles à 700 MPa

4.6.2.2.3 Fractographie des ruptures à partir d'œils-de-poisson

Sur les faciès de rupture des figures 4.42 et 4.43, la fissuration en œil-de-poisson donne lieu à quatre régions fractographiques discernables à l'œil nu. L'œil-de-poisson (A) de forme circulaire constitue une première région. La couche fragile forme une seconde région fractographique (B) avec une zone de rupture très plate. Une troisième région (C) est parfois observée. Elle consiste en une ou plusieurs zones de propagation de fissures de la surface nitrurée vers le cœur. Enfin, la dernière région (D) correspond au déchirement ductile ou rupture finale par déformation plastique. Elle présente des cupules équiaxes de différentes grosseurs contenant, éventuellement, des particules de seconde phase.

Le fait que la fissure ait toujours une forme circulaire, contrairement à ce qui est observé en flexion, confirme qu'elle se développe sous une contrainte uniforme sans rencontrer

de gradient qui ralentirait ou accélérerait sa propagation dans une direction préférentielle. L'amorçage d'une fissure sur une inclusion provient de la décohésion entre l'inclusion et la matrice puis de la création de microfissures qui croissent de l'interface ainsi formée vers la matrice. Sur les bords de la cavité laissée par l'inclusion, on voit parfois des marches et des débris laissés par l'inclusion. L'œil-de-poisson est plus pâle que le reste de la surface, ce qui, selon Murakami *et al.* (1999), caractérise une propagation lente dans un milieu à faible teneur en oxygène avec un contact répété (matage) des deux lèvres de la fissure; en présence d'oxygène, la surface rompue aurait une couleur plus grisâtre. Par ailleurs, la surface de l'œil-de-poisson est rugueuse et ressemble, selon Shiina *et al.* (2002), aux surfaces de rupture obtenues sous vide. Parfois, l'œil-de-poisson possède, autour de l'inclusion, une zone centrale de topographie différente que certains auteurs attribuent à l'effet de l'hydrogène; alors que Murakami *et al.* (1999) observent une « *optically dark area* », Shiozawa, Lu et Ishihara (2001) voient une « *roughness granular bright surface* ». Sur nos éprouvettes de 4140 nitruré, une zone plus sombre est parfois visible sous le stéréomicroscope ou sur les macrographies mais le MEB ne permet de cerner ni ses dimensions ni ses caractéristiques. Elle est plus fréquente sur les éprouvettes du lot n°1 (coulée ayant servi à comparer les géométries d'éprouvettes toroïdale et cylindrique) que sur celles du lot n°2. Peut-être existe-t-il un rapport avec les différences de population inclusionnaire entre les deux coulées. Les éprouvettes du lot n°2 semblent posséder des inclusions plus petites et les fissures internes s'amorcent fréquemment sur des discontinuités autres que des inclusions. Or, seules les inclusions sont considérées comme des pièges à hydrogène (Kiessling 1989).

Certains détails macroscopiques sont différents selon que le site d'amorçage est profond ou proche de l'interface avec la couche de diffusion.

Si l'amorçage est profond (figure 4.42), la fissure circulaire (A) se propage dans le cœur jusqu'à ce qu'elle soit assez grande pour atteindre la résistance de la couche, qui est plus faible que celle du cœur du fait de sa dureté élevée. La couche (B) rompt alors de façon fragile avec des zones de fissuration intergranulaire, des fissures secondaires aux joints

de grains et seulement quelques zones de quasi-clivage. L'absence de matage entre les deux lèvres de la fissure plaide en faveur d'une rupture statique. La couche ne rompt pas forcément sur le même plan de fissuration que la fissure interne; il y a souvent une marche entre les deux. La couche rompue agit comme une entaille sur le ligament non brisé qui rompt par déchirement ductile (D). Selon l'importance de l'effet d'entaille exercé par la couche rompue en statique, on observe peu ou pas de propagation en fatigue de la couche vers le cœur dont l'œil-de-poisson et la zone d'arrachement ductile occupent alors la majeure partie.

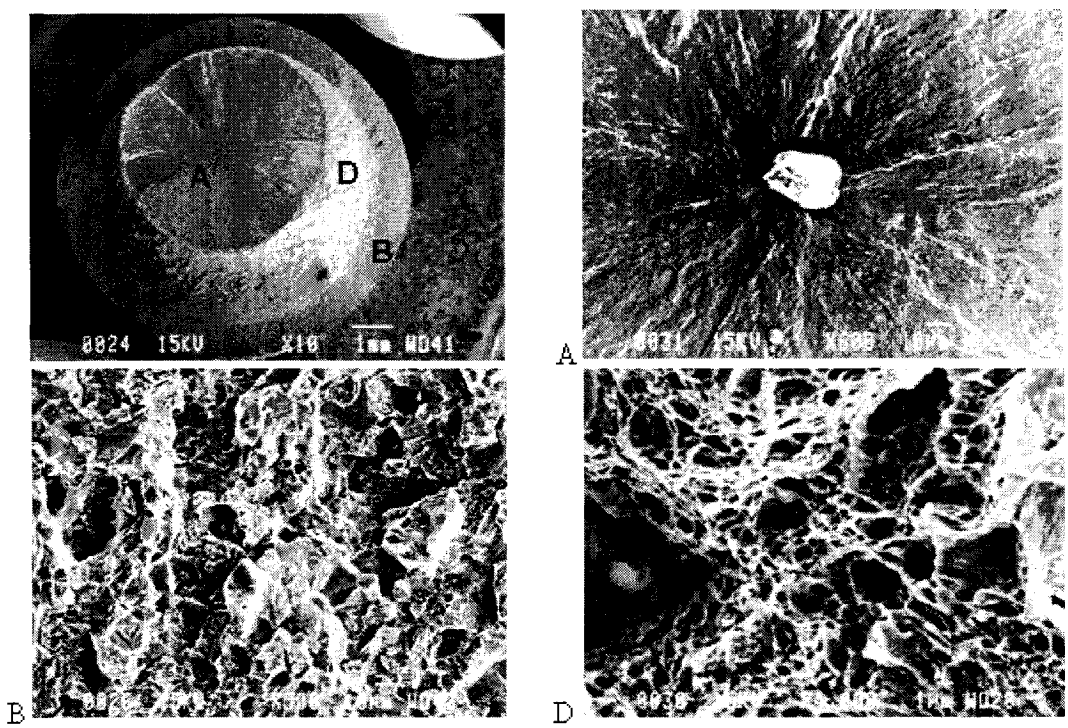


Figure 4. 42. Fractographie d'un œil-de-poisson amorcé en profondeur (couche profonde, S = 600 MPa, N_f = 265 110 cycles)

Si l'amorçage se produit près de l'interface entre la couche et le cœur (figure 4.43), l'œil-de-poisson (A) n'atteint pas une taille suffisante pour rompre la couche en tension. La fissure se propage alors par fatigue à la fois dans le cœur (C) et dans la couche (B) où le gradient de dureté et les contraintes résiduelles peuvent modifier sa croissance. L'œil-de-poisson se propage dans la couche de diffusion jusqu'à ce qu'il suscite l'amorçage

d'une fissure de surface au point de contact entre l'œil-de-poisson et la couche. La fissure de surface semble se propager d'abord des deux côtés dans la couche avant de se rabattre sur le cœur.

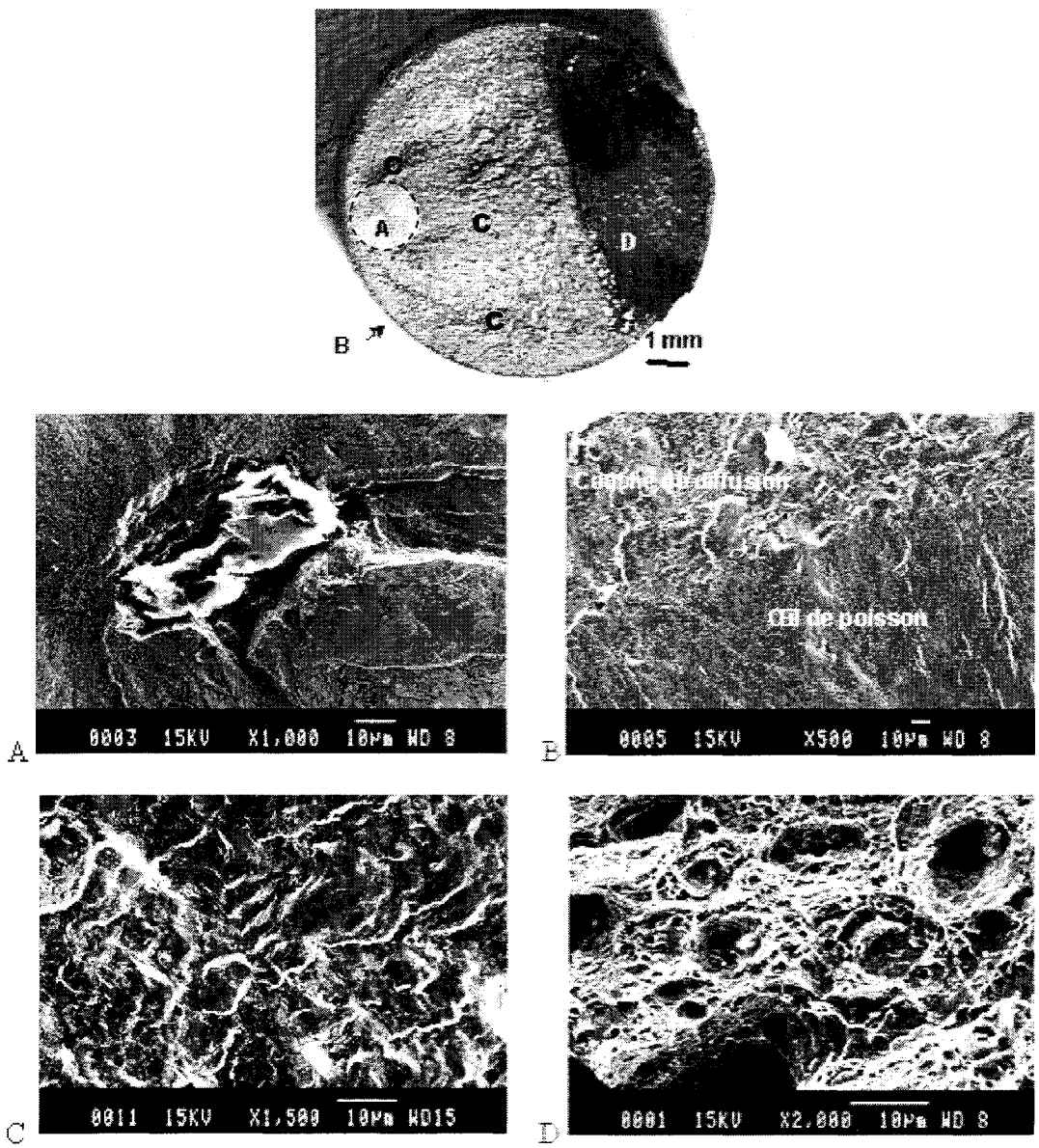


Figure 4. 43. Fractographie d'un œil-de-poisson amorcé près de l'interface (couche mince, S = 575 MPa, N_f = 1 553 735 cycles)

D'une part, des marques radiales émanent de la portion de l'œil immergée dans la couche indiquant la direction de propagation de la fissure de surface vers le coeur. D'autre part, des marques plus fines émergeant de la couche rompue suggèrent que la fissuration en fatigue du cœur (C) ne s'effectue pas à partir du seul point de contact entre l'œil et la couche mais procède d'au moins la moitié du périmètre de celle-ci. La zone de déchirement ductile (D) est toujours diamétralement opposée à l'œil-de-poisson. La région plus superficielle de la couche de diffusion présente une surface de rupture plane (B) et sans relief du fait de son extrême dureté mais qui ne ressemble pas à la rupture statique telle que observée en traction monotone; le mécanisme de fissuration correspond à un mélange de quasi-clivage et de fissuration intergranulaire avec parfois de faibles traces évoquant des stries de fatigue.

Malgré ces différences fractographiques, la profondeur du site d'amorçage n'influe pas sur la vie en fatigue. La majeure partie de la vie associée à la fissuration interne est dépensée au voisinage immédiat du centre de l'œil-de-poisson.

4.6.3 COMPÉTITION ENTRE FISSURE DE SURFACE ET FISSURE INTERNE

Ebert (1978), Waraniak et Socie (1981), Bäumel et Seeger (1989) abordent le problème des aciers nitrurés sous l'angle de la fatigue d'un matériau composite élastoplastique (§ 2.3.4.3) dont l'élément le plus faible, le cœur ou la couche, gouverne la durée de vie. Cependant, dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles et pour un matériau dont la surface présente un gradient de microstructure, nous pouvons aussi considérer une compétition entre une fissure interne se propageant sous vide et une fissure de surface dont l'amorçage et la croissance sont ralenties par la dureté et les contraintes résiduelles de compression (Limodin *et al.* 2003). La résistance à la fissuration interne est une propriété propre à l'acier 4140 de base. Le renforcement de la surface par un traitement de nitruration permet d'observer une rupture par fissuration interne qui, sinon, n'interviendrait pas avant des durées de vie de l'ordre de 10^8 cycles (figure 4.44).

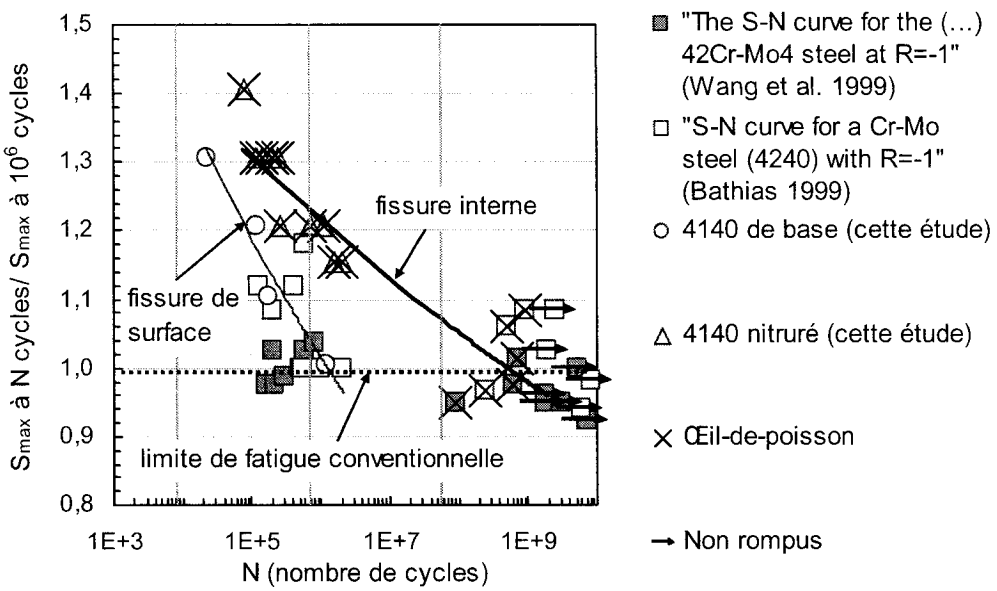


Figure 4. 44. Résultats S-N de cette étude avec ceux obtenus aux très longues durées de vie pour des aciers dont la composition est proche de celle du 4140 (Wang, Bérard, Dubarre *et al.* 1999; Bathias 1999)

Les résultats S-N de cette étude sont reproduits seuls à la figure 4.45. Les éprouvettes dotées d'une couche nitrurée moyenne ou profonde sont capables de retarder suffisamment l'amorçage et la croissance des fissures en surface de façon à ce que le mécanisme de fissuration interne soit toujours le plus rapide. Du fait de cette fissuration interne, la vie en fatigue est indépendante des paramètres de la nitruration : la couche profonde n'a pas de meilleures performances que la couche moyenne. La durée de vie des fissures internes dépend des propriétés du cœur et de la taille de la plus grosse discontinuité présente dans le volume sollicité.

Pour la couche mince, pour distinguer les ruptures dues à une fissure interne de celles dues à une fissure amorcée en surface, deux courbes S-N peuvent être tracées sur la figure 4.45. Une première courbe est associée à la fissuration externe et dépend des caractéristiques de la surface à savoir la microstructure, la dureté et les contraintes résiduelles de compression. Une seconde courbe est liée à la fissuration interne et ne dépend que des propriétés de la matrice et de la taille des défauts internes. Toutes les

ruptures amorcées en interne sont ainsi regroupées dans une même bande de dispersion indépendamment de la profondeur de nitruration.

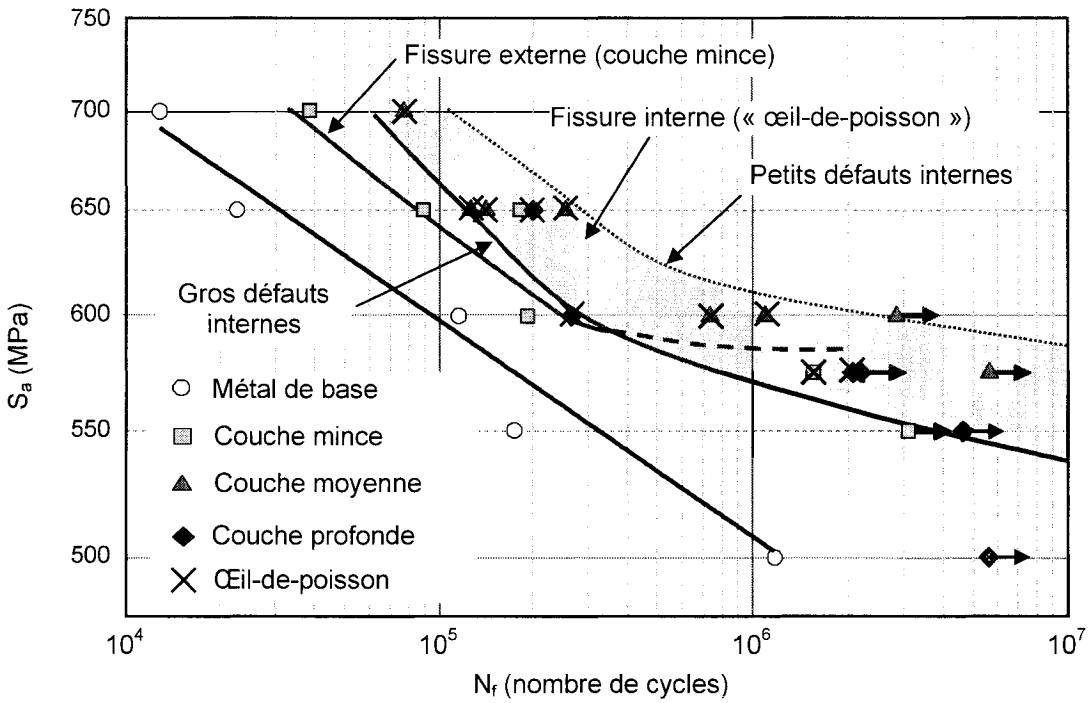


Figure 4. 45. Compétition entre fissures de surface et fissures internes

4.6.3.1 Fissuration en surface

4.6.3.1.1 Effet des contraintes résiduelles de compression

Les éprouvettes dotées d'une couche nitrurée moyenne ou profonde ne rompent pas à partir de la surface même aux plus hauts niveaux de contrainte. La durée de vie de leur surface est donc au moins supérieure à la durée de vie en interne telle que mesurée par les essais de fatigue. Le rapport entre la durée de vie en interne des échantillons de couche moyenne et la durée de vie en surface des échantillons de couche mince peut atteindre un facteur 10. L'effet du durcissement de la surface sur la phase d'amorçage ne peut rendre compte, à lui seul, de cet écart. À partir de la loi de Basquin pour le métal de base (4.6) et en considérant que l'amorçage est modifié par l'accroissement de dureté et

l'introduction de contraintes résiduelles, la durée de vie d'amorçage à la surface de l'acier nitruré peut être estimée à partir de (4.7) :

$$S_{am} = \left(\sigma'_f - \sigma_m\right) \times \left(N_{am}^{base}\right)^b = 1240{,}7 \times \left(N_{am}^{base}\right)^{-0{,}065} \qquad \text{Équation 4. 6}$$

$$S_{am} = \left(\frac{HV^{nitruré}}{HV^{base}} \times \sigma'_f - \sigma_r\right) \times \left(N_{am}^{nitruré}\right)^b \qquad \text{Équation 4. 7}$$

La couche moyenne et la couche mince ont des gradients de dureté et des profils de contraintes résiduelles similaires au moins jusqu'à une profondeur de 100 µm. Par conséquent, elles devraient avoir la même résistance S_{am} ou la même durée de vie N_{am} d'amorçage, durée de vie qui serait supérieure à celle de la couche profonde dont la dureté et les contraintes résiduelles de surface sont sensiblement plus faibles.

La tentative de suivi, à l'aide de répliques, d'une fissure à la surface de l'acier nitruré a montré qu'aucune fissure n'était visible, même à une large fraction de la durée de vie. La durée d'amorçage ne pouvant être mesurée, la durée de vie des éprouvettes nitrurées sera considérée du point de vue de la propagation d'une fissure courte. La différence de durée de vie entre les deux profondeurs de nitruration peut être attribuée à la propagation des fissures courtes dans la couche de diffusion à travers un champ de contraintes résiduelles de compression qui les ralentit. En considérant les échantillons de couche mince et de couche moyenne qui partagent, en surface, une valeur identique de contraintes résiduelles de compression, le champ de contraintes résiduelles semble d'autant plus efficace qu'il agit sur une plus grande distance. Il influence l'effet de fermeture en exerçant un effort de compression sur les lèvres de la fissure (Fitzpatrick et Edwards 1998). En se référant au travail de Kim *et al.* (1982) sur l'influence des contraintes résiduelles sur la fatigue des aciers cémentés, l'effet des contraintes résiduelles sur la propagation de fissures peut être pris en compte à travers un facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_{res} qui diminue l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte associé à la charge appliquée. En fait, le champ de contraintes résiduelles équivaut à une distribution de forces ponctuelles appliquées sur les lèvres de la fissure

(figure 4.46). Le facteur K_{res} réduit l'amplitude efficace ΔK_{eff} du facteur d'intensité de contrainte appliquée. Tant que le matériau a un comportement linéaire élastique, le principe de superposition est valide et permet de calculer la contribution de la charge appliquée externe et du champ de contraintes résiduelles intrinsèque à ΔK_{eff}.

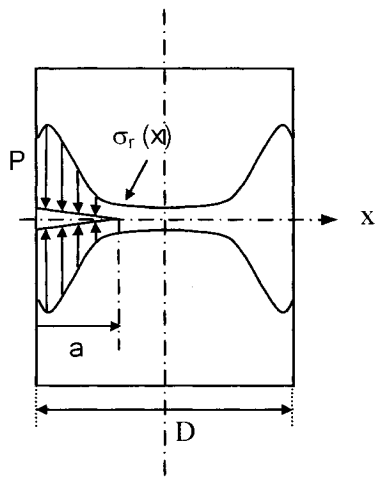


Figure 4. 46. Représentation schématique des contraintes résiduelles s'exerçant sur les bords de la fissure

Les fissures courtes se propagent sous un facteur d'intensité de contrainte affaibli par les contraintes résiduelles de compression. Ces contraintes résiduelles doivent donc être suffisamment élevées et profondes pour retarder non seulement l'amorçage des fissures de surface mais aussi leur propagation le plus longtemps possible.

4.6.3.1.2 Mesure des vitesses de propagation dans le métal de base et obtention d'une relation *da/dN-ΔK*$_{eff}$

La technique des répliques en cellulose acétate a permis de détecter l'amorçage et de suivre la propagation d'une fissure en amande (figure 4.47) à partir d'une inclusion à la surface de l'acier non nitruré sollicité à 700 MPa (figure 4.34). L'essai, réalisé à une fréquence de 1 Hz pour éviter toute surchauffe de l'éprouvette, a été interrompu tous les 1 000 cycles afin de prendre des répliques sur le fût cylindrique de l'éprouvette. Les répliques sont ensuite observées au MEB. En supposant une fissure initiale semi-circulaire, la longueur de fissure mesurée sur les répliques est approximativement égale à deux fois sa profondeur. L'approximation est raisonnable tant que la fissure est petite

devant le rayon du spécimen et que le chemin de propagation reste perpendiculaire à la direction de la contrainte appliquée.

En négligeant l'effet de fermeture, le facteur d'intensité de contrainte pour une fissure en amande s'écrit (Lampman *et al.* 1996) :

$$K(a) = Y\left(\frac{a}{D}\right)^{amande} \times S\sqrt{\pi a} \qquad \text{Équation 4. 8}$$

avec $$Y\left(\frac{a}{D}\right)^{amande} = 0{,}6647 - 1{,}2425\left(\frac{a}{D}\right) + 27{,}998\left(\frac{a}{D}\right)^2 - 162{,}44\left(\frac{a}{D}\right)^3 + 472{,}23\left(\frac{a}{D}\right)^4 - 629{,}63\left(\frac{a}{D}\right)^5 + 326{,}05\left(\frac{a}{D}\right)^6$$

Dans le domaine des fissures courtes, la MLER n'est, en théorie, plus valide. Même au-dessus de l'échelle de la microstructure, la condition de plasticité confinée n'est plus vérifiée. Le suivi de fissures semi-elliptiques de profondeurs comprises entre 0,1 et 0,5 mm amorcées à la surface d'échantillons lisses a montré que les vitesses de propagation, sur un graphe *da/dN* en fonction de ΔK, augmentent de façon continue mais à un ou deux ordres de grandeur au-dessus des courbes des fissures longues se propageant sous de faibles niveaux de contrainte (Verreman et Espinosa 1997). Cependant, les vitesses de propagation des fissures courtes et des fissures longues peuvent être consolidées en utilisant une amplitude d'intensité de contrainte effective qui tienne compte de l'effet de fermeture. Les mesures de niveau d'ouverture en chargement à R_σ = -1 ont montré que la fraction efficace de l'amplitude d'intensité de contraintes ($U = \Delta K_{eff}/\Delta K$) n'est que de 0,3 pour les fissures longues (K_{ouv}/K_{max} = 0,4) alors qu'elle atteint 0,55 (K_{ouv}/K_{max} = -0,1) pour les fissures courtes.

La longueur de fissure mesurée en fonction du nombre de cycles (figure 4.47.a) permet de déterminer la courbe de vitesse de propagation en fonction de l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte (figure 4.47.b) :

$$\Delta K_{eff}(a) = 0{,}55 \times Y\left(\frac{a}{D}\right)^{amande} \times \Delta S\sqrt{\pi a} \qquad \text{Équation 4. 9}$$

Les coefficients C et m de la loi de Paris sont estimés à partir de la courbe da/dN - ΔK_{eff} de la figure 4.47.b. Les valeurs obtenues correspondent bien aux ordres de grandeur pour un acier dur.

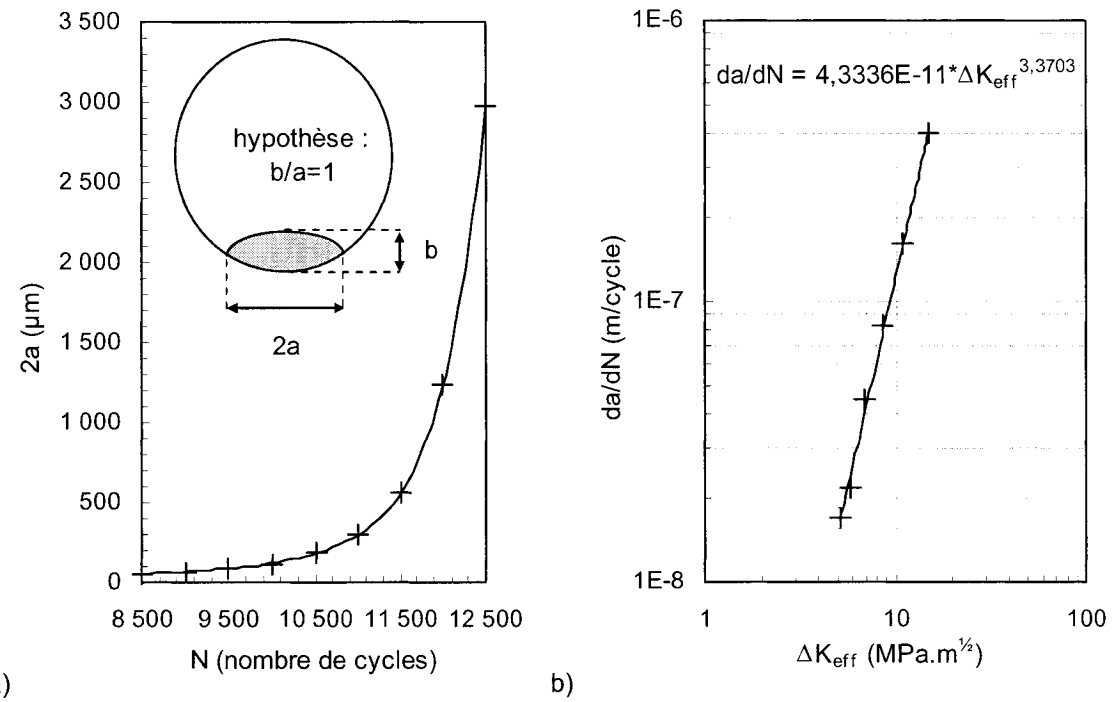


Figure 4. 47. (a) Longueur de fissure en fonction du nombre de cycles mesurée à la surface du métal de base et (b) courbe *da/dN-ΔK$_{eff}$* correspondante (*S* = 700 MPa, 33 µm ≤ *a* ≤ 274 µm)

4.6.3.1.3 Prédiction des durées de vie de propagation

Afin de réaliser un premier pas vers la prédiction de la durée de vie en fatigue des aciers nitrurés, on évalue, pour les trois profondeurs de nitruration, le facteur d'intensité de contraintes résiduelles K_{res} ainsi que la diminution correspondante de l'amplitude efficace ΔK_{eff} du facteur d'intensité de contrainte.

Le facteur d'intensité de contrainte résiduelle est calculé en trois étapes. Premièrement, le chargement ponctuel d'une fissure bande est considéré avec :

$$K_I = \frac{2P}{\sqrt{\pi a}} Y\left(\frac{x}{a}, \frac{a}{D}\right)$$ Équation 4. 10

$$Y\left(\frac{x}{a}, \frac{a}{D}\right) = \frac{3{,}52\left(1-\frac{x}{a}\right)}{\left(1-\frac{a}{D}\right)^{\frac{3}{2}}} - \frac{4{,}35-5{,}28\frac{x}{a}}{\left(1-\frac{a}{D}\right)^{\frac{1}{2}}} + \left[\frac{1{,}3-0{,}3\left(\frac{x}{a}\right)^{\frac{3}{2}}}{\sqrt{1-\left(\frac{x}{a}\right)^2}} + 0{,}83 - 1{,}76\frac{x}{a}\right]\left[1-\left(1-\frac{x}{a}\right)\frac{a}{D}\right]$$

Deuxièmement, les contraintes résiduelles sont prises en compte en remplaçant la charge P par la distribution de contraintes résiduelles σ_r :

$$K_{res}^{bande} = \int_0^a \frac{2\sigma_r(a) \times Y\left(\frac{x}{a}, \frac{a}{D}\right)}{\sqrt{\pi a}} dx$$ Équation 4. 11

L'intégration de l'équation 4.11 sur la longueur de fissure est réalisée à l'aide du logiciel de calcul Maple. La stabilité des contraintes résiduelles ayant été vérifiée, le calcul de K_{res} est basé sur les distributions de contraintes résiduelles initiales présentées sur la figure 4.14.

Troisièmement, le facteur d'intensité de contraintes résiduelles ainsi obtenu est multiplié par le rapport entre le facteur de correction d'une fissure bande et celui d'une fissure en amande afin d'obtenir le facteur d'intensité de contraintes résiduelles d'une fissure en amande :

$$K_{res}^{amande} \approx K_{res}^{bande} \times \frac{Y\left(\frac{a}{D}\right)^{amande}}{Y\left(\frac{a}{D}\right)^{bande}}$$ Équation 4. 12

avec $$Y\left(\frac{a}{D}\right)^{bande} = 1{,}12 - 0{,}231\left(\frac{a}{D}\right) + 10{,}55\left(\frac{a}{D}\right)^2 - 21{,}72\left(\frac{a}{D}\right)^3 + 30{,}39\left(\frac{a}{D}\right)^4$$

Selon la MLER, en négligeant l'effet de fermeture induit par la plasticité ($K_{ouv} = 0$), l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte s'écrit selon l'équation 4.13 ou 4.14 selon que l'on considère le métal de base ou l'acier nitruré :

$$K_{\min} \rightarrow K_{\max}$$

$$\Delta K_{eff} = K_{\max} = \frac{\Delta K}{2} \qquad \text{Équation 4. 13}$$

$$K_{\min} - K_{res} \rightarrow K_{\max} - K_{res}$$

$$\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{res} < \frac{\Delta K}{2} \qquad \text{Équation 4. 14}$$

Les distributions des facteurs K_{max} et K_{res} sont tracées sur la figure 4.48 pour les trois profondeurs de nitruration. Comparativement à K_{max}, le facteur K_{res} augmente peu rapidement avec la profondeur. Il atteint sa valeur maximale à 150 µm de profondeur dans la couche mince, à 300 µm dans la couche moyenne et à 650 µm dans la couche profonde avant de diminuer doucement. Le facteur K_{res} est initialement plus faible dans la couche profonde que dans les couches mince et moyenne cependant son influence se fait sentir sur une plus grande profondeur.

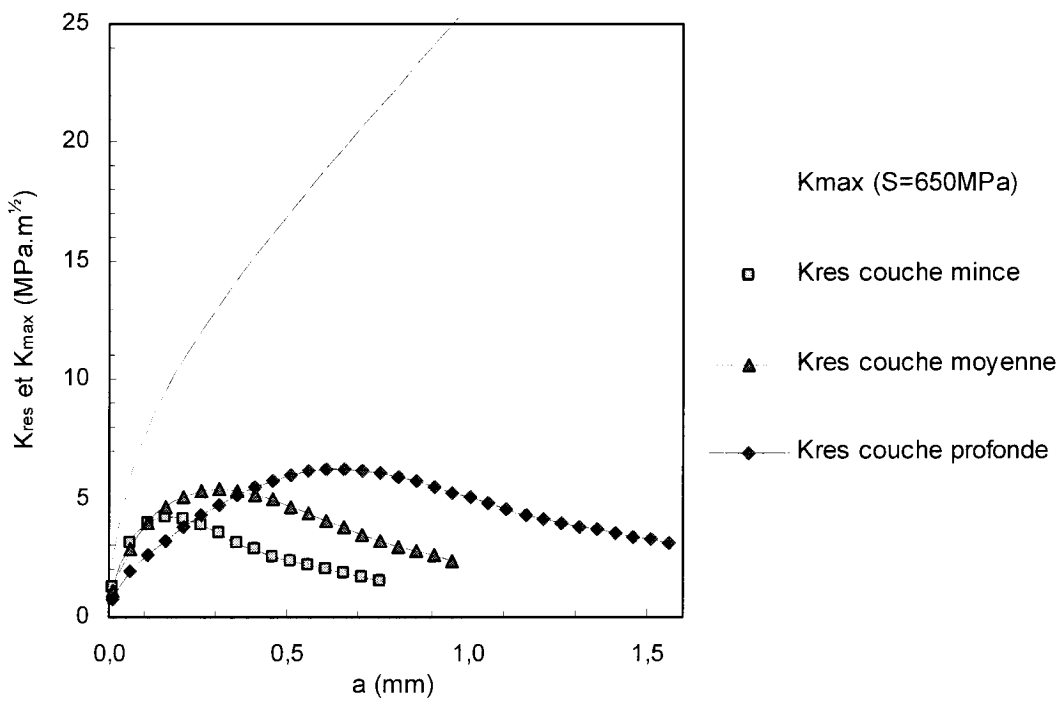


Figure 4. 48. Évolution du facteur d'intensité de contraintes résiduelles avec la longueur de fissure

Dans tous les cas, K_{res} conserve une valeur positive même au-delà de la couche de diffusion. Dès qu'une fissure est créée, il y a redistribution des contraintes résiduelles et celles-ci continuent de diminuer l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte appliquée ΔK au-delà de la profondeur à laquelle les contraintes résiduelles changent de signe. Pour une fissure de surface, les contraintes résiduelles de tension du cœur n'ont pas grande importance puisque, quand la fissure sort du champ de contraintes résiduelles de compression de la couche de diffusion, elle a probablement déjà atteint sa taille critique.

La figure 4.49 montre schématiquement l'effet des contraintes résiduelles sur le facteur d'intensité de contrainte d'une fissure courte en supposant un niveau d'ouverture de K_{ouv}/K_{max} égal à -0,1. En tenant compte de l'effet de fermeture, l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte s'écrit selon les équations 4.15 et 4.16, respectivement pour le métal de base et pour l'acier nitruré :

$$\left.\begin{aligned}\Delta K_{eff} &= K_{\max} - K_{ouv} \\ \Delta K_{eff} &= 1{,}1K_{\max}\end{aligned}\right\} \Rightarrow U^{base} = 0{,}55 \qquad \text{Équation 4. 15}$$

$$\left.\begin{aligned}\Delta K_{eff} &= K_{\max} - K_{res} - K_{ouv} \\ \Delta K_{eff} &= 1{,}1K_{\max} - K_{res}\end{aligned}\right\} \Rightarrow U^{nitruré} = 0{,}55 - \frac{K_{res}(a)}{2K_{\max}(a)} \qquad \text{Équation 4. 16}$$

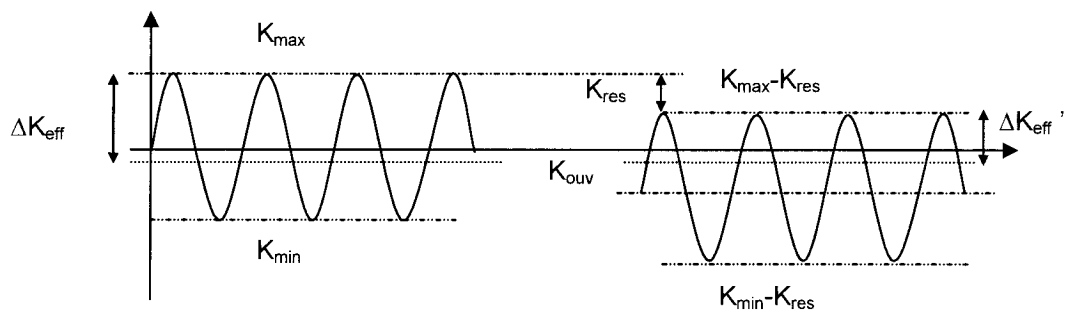


Figure 4. 49. Schéma de l'effet des contraintes résiduelles sur ΔK_{eff}

L'évolution de U, qui définit la fraction du cycle où la fissure est complètement ouverte, est représentée sur la figure 4.50 pour une fissure courte se propageant sous l'influence combinée de la charge appliquée et des contraintes résiduelles. Les contraintes

résiduelles de compression abaissent U qui n'atteint la valeur de 0,55 que lorsque la fissure se propage hors de la zone d'influence des contraintes résiduelles. Elles exercent une sorte de compression sur les lèvres de la fissure augmentant ainsi l'intensité de contrainte appliquée requise pour ouvrir la fissure.

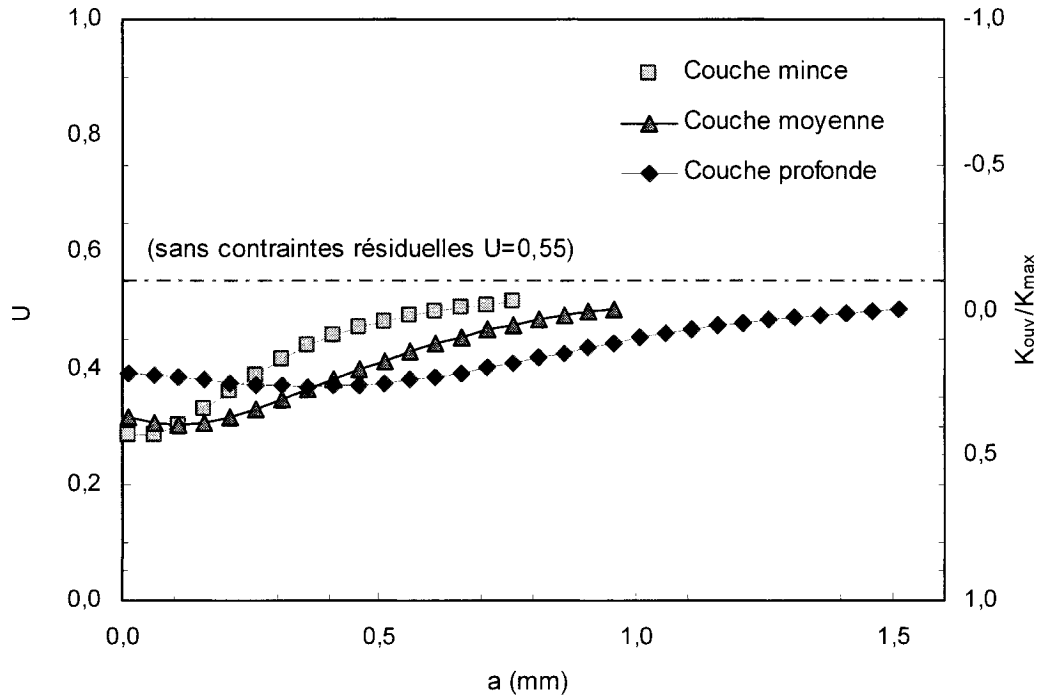


Figure 4. 50. Évolution du facteur *U* avec la profondeur de fissure

En prenant pour coefficients m et C les valeurs mesurées à partir des répliques acétates, l'intégration, de $a_0 = 100$ µm à $a_f = 800$ µm, de la loi de propagation basée sur l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte nous permet d'estimer la durée de vie de propagation :

$$N_p^{nitruré} = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{C\left(\Delta K_{eff}^{amande}\right)^m} \qquad \text{Équation 4. 17}$$

Pour les trois profondeurs de nitruration et le métal de base, les durées de vie de propagation calculées sont reportées sur la figure 4.51. Le modèle de propagation d'une fissure courte dans un champ de contraintes résiduelles de compression permet

d'expliquer une certaine amélioration de la durée de vie de la couche mince par rapport au métal de base et une amélioration encore plus grande de la couche moyenne. Cependant, il n'explique pas encore les écarts mesurés entre les durées de vie totales.

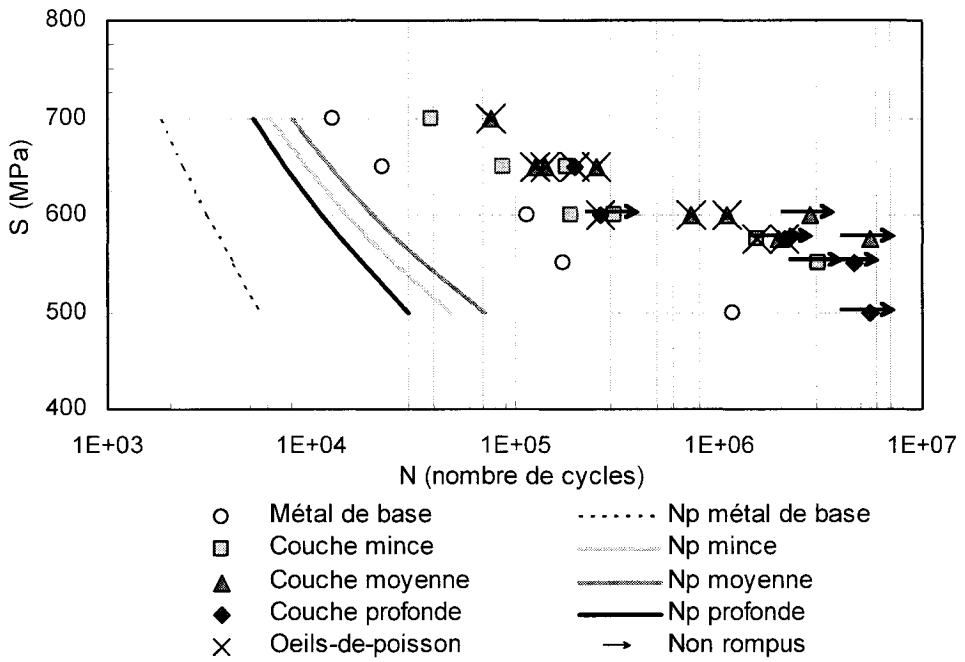


Figure 4. 51. Estimation des durées de vie de propagation à travers la surface nitrurée

Une loi de propagation fonction de la dureté a même été utilisée d'après les travaux de Kato *et al.* (1993). Les durées de vie de propagation calculées pour l'acier nitruré sont supérieures à celles du métal; le facteur d'amélioration de la durée de vie est supérieur à 10 pour la couche moyenne. Cependant, le modèle de fissure courte ne peut pas prédire la faible performance de la couche mince quelque ajustement qu'on fasse sur les coefficients de la loi de propagation. Les durées de vie de propagation calculées pour la couche mince sont à peine inférieures à celles de la couche moyenne. De plus, le modèle prédit pour la couche profonde une durée de vie de propagation inférieure aux deux autres couches alors que la couche profonde a une durée de vie totale comparable à la couche moyenne.

Un modèle de propagation de fissure courte, basé sur l'influence des contraintes résiduelles de compression sur la fermeture de fissures, peut expliquer dans une certaine mesure l'importante amélioration des durées de vie de surface. Cependant, l'influence de la profondeur de nitruration sur la durée de vie de la surface ne peut être prédite à partir de modèles d'amorçage ou de propagation basés sur le comportement en fatigue de métaux homogènes.

4.6.3.2 Fissuration interne

Nous allons maintenant nous intéresser aux facteurs influençant la fissuration interne et étudier les possibilités d'estimer les durées de vie associées à ce mécanisme.

4.6.3.2.1 Effet de la géométrie de l'éprouvette

Les essais préliminaires réalisés pour choisir entre éprouvette à fût cylindrique et éprouvette à fût toroïdal ont démontré que la première géométrie donnait des résultats en fatigue plus sécuritaires. En effet, la section constante de l'éprouvette cylindrique crée un large volume sollicité sous contrainte uniforme comme l'illustre la figure 4.52. Les isovaleurs de contrainte axiale dans la direction de l'effort appliqué ont été calculées à l'aide du logiciel de calcul Forge 2 élastoplastique qui sera présenté au chapitre V. Du fait de la légère concentration de contraintes causée par le rayon de courbure du congé ($K_t \approx 1{,}02$), le point le plus fortement sollicité est soumis à une contrainte légèrement supérieure à la contrainte nominale. Par conséquent, une contrainte égale à 97 % de la contrainte maximale au point chaud est, grosso modo, égale à la contrainte nominale appliquée. Le volume de matériau réellement soumis à la contrainte nominale ou à une contrainte légèrement supérieure est représenté en grisé pour les deux géométries d'éprouvette. Pour l'éprouvette cylindrique, le très large volume sollicité augmente la probabilité de trouver un défaut ou une inclusion de taille suffisante pour amorcer une fissure. Notons qu'en flexion rotative, la géométrie d'éprouvette est généralement toroïdale et que, même pour une éprouvette à fût cylindrique, le volume sollicité sous forte contrainte est toujours très inférieur à celui d'une éprouvette de traction-compression (Murakami *et al.* 2002).

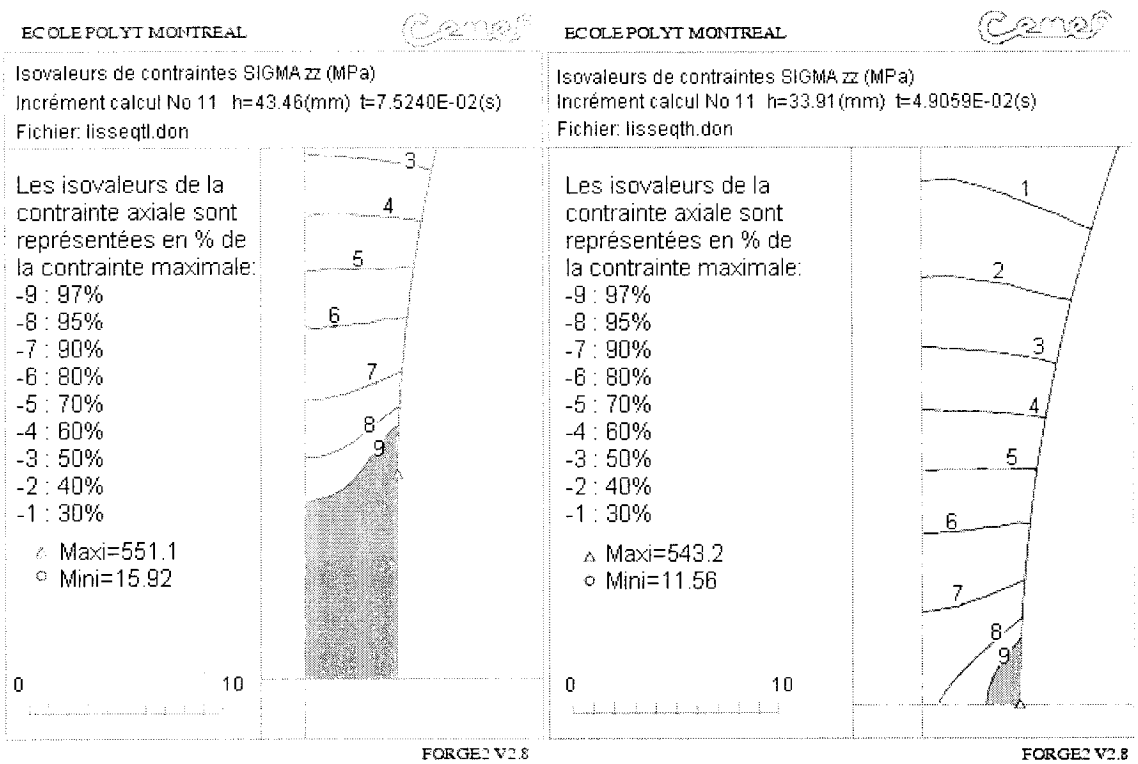


Figure 4. 52. Taille du volume sollicité pour les deux géométries d'éprouvettes (à gauche : fût cylindrique (S = 539 MPa); à droite : fût toroïdal (S = 528 MPa))

4.6.3.2.2 Effet de la dureté du métal de base

Les essais préliminaires réalisés sur le lot d'acier n°1 sont insuffisants pour dessiner l'allure précise des courbes de fatigue pour ce métal. Cependant, à partir de ces quelques résultats S-N, il est visible que les différences de résistance à la traction et de ductilité entre les deux lots d'acier (figures 4.20 et 4.21) se répercutent sur la fatigue (figure 4.53).

L'acier possédant la plus grande limite d'élasticité a également la résistance en fatigue la plus élevée. Pour une durée de vie de 10^5 cycles, le rapport de résistance en fatigue entre les deux lots est de 1,10, soit une valeur proche du rapport des limites d'élasticité égal à 1,16. La nitruration ne réduit pas cet écart au contraire. Pour les durées de vie considérées, le rapport des résistances en fatigue entre les lots d'acier nitruré est de 1,26.

La résistance en fatigue d'un acier nitruré rompant en interne augmente avec la résistance du cœur à l'intérieur duquel se propage la fissure. Cependant, le rapport des limites d'élasticité ne suffit pas à justifier la différence de résistance en fatigue entre les deux lots. Un autre facteur doit être pris en compte : la taille du défaut sur lequel s'amorce la fissure.

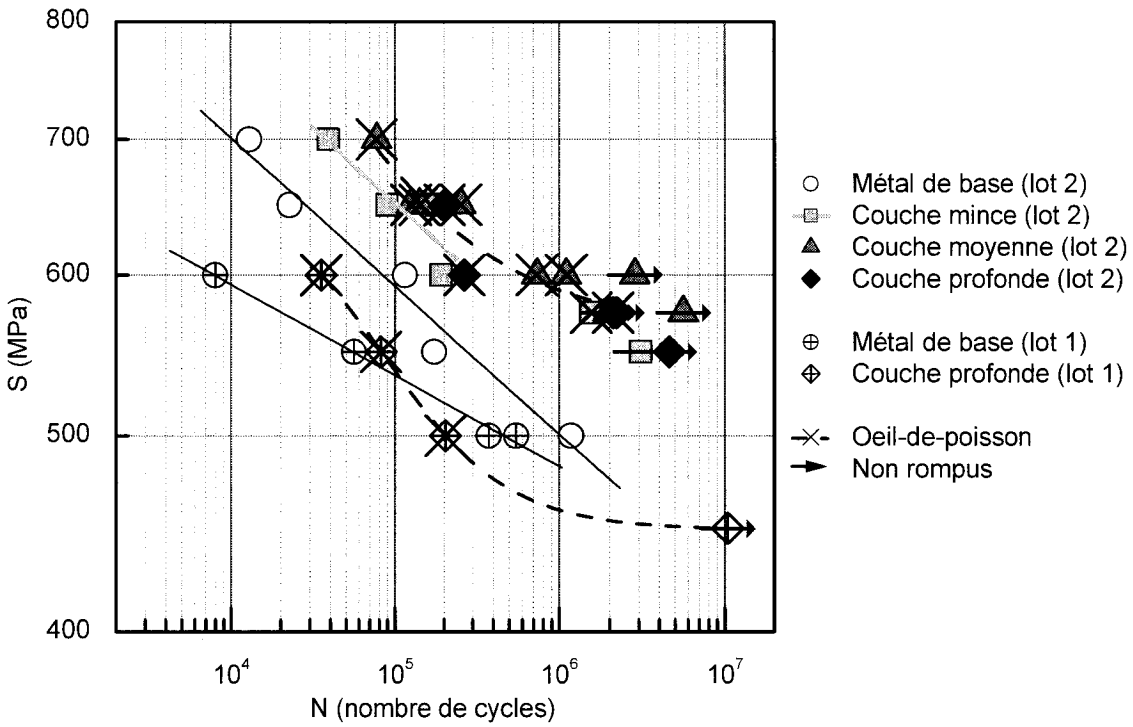
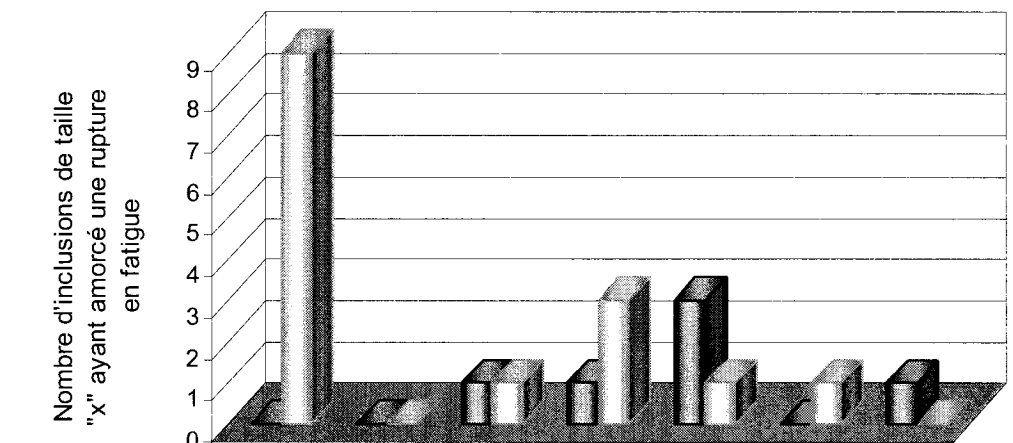


Figure 4. 53. Résultats S-N des lots d'acier 1 et 2

4.6.3.2.3 Effet de la taille des défauts

La propreté inclusionnaire de l'acier peut être évaluée à l'aide des essais de fatigue et, plus précisément, de la taille de l'inclusion au centre de l'œil-de-poisson. D'après les études réalisées en fatigue à très grand nombre de cycles et présentées au chapitre II, il est raisonnable de s'attendre à ce que la fissure s'amorce sur le plus gros défaut présent dans le volume sollicité sous forte contrainte. Par conséquent, la taille du défaut au site d'amorçage de la fissure principale est représentative des plus grosses inclusions présentes dans le volume sollicité de l'éprouvette. La figure 4.54 compare les

distributions de taille des inclusions observées au centre des œils-de-poisson pour les lots d'acier 1 et 2. La distribution du lot n°1 est centrée sur des inclusions dont la taille moyenne est comprise entre 30 et 40 µm et la taille maximale observée est supérieure à 50 µm. La distribution du lot n°2 est centrée sur des inclusions de taille moyenne plus petite, comprise entre 20 et 30 µm, et la taille maximale ne dépasse pas 50 µm. Ces observations indiquent que le deuxième lot d'acier est plus propre. Ceci pourrait expliquer que l'amélioration de la durée de vie après nitruration soit faible, voire négative, pour le premier lot où l'œil-de-poisson s'amorce et se propage d'autant plus facilement que les inclusions présentes dans le volume sollicité sont grosses, alors que pour le second lot, l'amélioration peut atteindre un facteur 10 et plus.



	x=0	0<x 10	10<x 20	20<x 30	30<x 40	40<x 50	50<x 60
Acier 4140 lot 1	0	0	1	1	3	0	1
Acier 4140 lot 2	9	0	1	3	1	1	0

Figure 4. 54. Comparaison de la propreté inclusionnaire des deux lots d'acier 4140 (R_σ = -1 et 0)

Si on considère seulement le lot n°2, sur lequel plus d'essais ont été réalisés, la fissuration interne s'accompagne d'une grande dispersion des résultats avec les plus courtes durées de vie associées aux plus grosses inclusions quelque soit la couche de diffusion comme le prouvent les résultats reproduits au tableau 4.4. Les plus longues durées de vie sont obtenues pour des œils-de-poisson aux centres desquels aucune

inclusion n'a été trouvée, ce qui signifie que le défaut sur lequel s'est amorcée la fissure est plus petit qu'une inclusion ou d'une autre nature. Une faiblesse locale de la matrice avec, par exemple, une région moins dure (austénite résiduelle ou bainite) ou avec des contraintes résiduelles de traction pourraient favoriser la croissance d'une fissure interne. Une taille d'inclusion égale à zéro a été attribuée à ces défauts sur la figure 4.53. En fait, il est difficile de comparer ces défauts aux inclusions sur la seule base de la taille. Les inclusions ont une influence néfaste sur la fatigue pour plusieurs raisons qui ont été exposées au § 2.1.3. Une discontinuité microstructurale, par exemple de l'austénite résiduelle au sein d'une matrice martensitique, ne partage pas les caractéristiques d'une inclusion : son module d'Young est le même que celui de la matrice, elle ne constitue pas un piège à hydrogène... D'après l'ensemble des essais de fatigue, la plus petite inclusion observée au centre d'un œil-de-poisson a une taille de 16 µm. Par conséquent, il est probable que, si dans le volume sollicité de l'éprouvette, il n'y a que des inclusions de taille inférieure à 16 µm, les discontinuités microstructurales entrent en compétition avec ces inclusions peu nocives.

Tableau 4. 4. Taille du défaut au centre de l'œil-de-poisson

S (MPa)	Profondeur de nitruration (µm)	Taille de l'inclusion √aire* (µm)	N_f (cycles)
575	400	38	$1,6\times10^6$
575	1 000	—	$2,1\times10^6$
600	1 000	27	$2,7\times10^5$
600	600	—	$7,3\times10^5$
600	600	—	$1,1\times10^6$
650	600	45	$1,3\times10^5$
650	1 000	—	$2,0\times10^5$
650	600	27	$2,5\times10^5$

*√aire = — : aucune inclusion observée au MEB

La couche mince n'augmente efficacement la durée de vie des éprouvettes que pour les bas niveaux de contrainte, c'est-à-dire en dessous de 575 MPa. Pour une contrainte

appliquée supérieure, la couche mince retarde l'amorçage et la propagation des fissures de surface de sorte que la durée de vie du mécanisme externe est prolongée mais reste inférieure à celle du mécanisme interne à cœur.

La bande de dispersion associée à la fissuration en œil-de-poisson est délimitée par la courbe de fatigue associée aux plus petits défauts (discontinuités microstructurales) et la courbe de fatigue associée aux plus grosses inclusions. Cette situation, représentée sur la figure 4.45, est en accord plusieurs travaux de la littérature (Nishijima et Kanazawa 1999; Murakami *et al.* 1991).

Contrairement à ce qu'annonçaient Dörr et Wagner (1996), en traction alternée, les contraintes résiduelles de traction du cœur et l'absence de gradient ne diminuent pas la résistance en fatigue de l'acier nitruré par rapport à celle du métal de base. La fissure interne se propageant dans le vide possède une durée de vie bien plus grande qu'une fissure de surface se propageant dans l'acier de base. S'il est vrai que les améliorations sur la durée de vie interne en traction-compression sont inférieures à celles rapportées en flexion rotative, ceci n'est qu'un effet du gradient de contrainte et ne traduit en rien une quelconque amélioration du matériau lui-même.

4.6.3.2.4 Estimation des durées de vie

Le problème considéré est celui d'une fissure circulaire dont le diamètre initial équivaut à la taille, mesurée par le paramètre $\sqrt{aire}$, de l'inclusion non métallique au centre de l'œil-de-poisson. La fissure interne se propage dans un environnement que beaucoup comparent à un vide poussé (Shiina *et al.* 2002). La durée de vie de propagation étant plus longue sous vide, la durée de vie interne est plus grande que la durée de vie externe (Petit *et al.* 1994).

Selon Murakami (Murakami *et al.* 1998; 1999), la limite de fatigue associée au mécanisme de fissuration interne peut être calculée en terme de seuil de non propagation des fissures courtes. Ce seuil est fonction de la dureté de la matrice et de la taille, exprimée à l'aide du paramètre $\sqrt{aire}$, du défaut sur lequel s'amorce la fissure. Contrairement au seuil des fissures longues, le seuil des fissures courtes augmente avec

la dureté et il dépend de la longueur de fissure mesurée par le paramètre $\sqrt{aire}$ (équation 2.49). Les faibles contraintes résiduelles du cœur sont négligées. L'application de l'équation 2.50 aux résultats obtenus lors de la présente étude est représentée sur la figure 4.55.

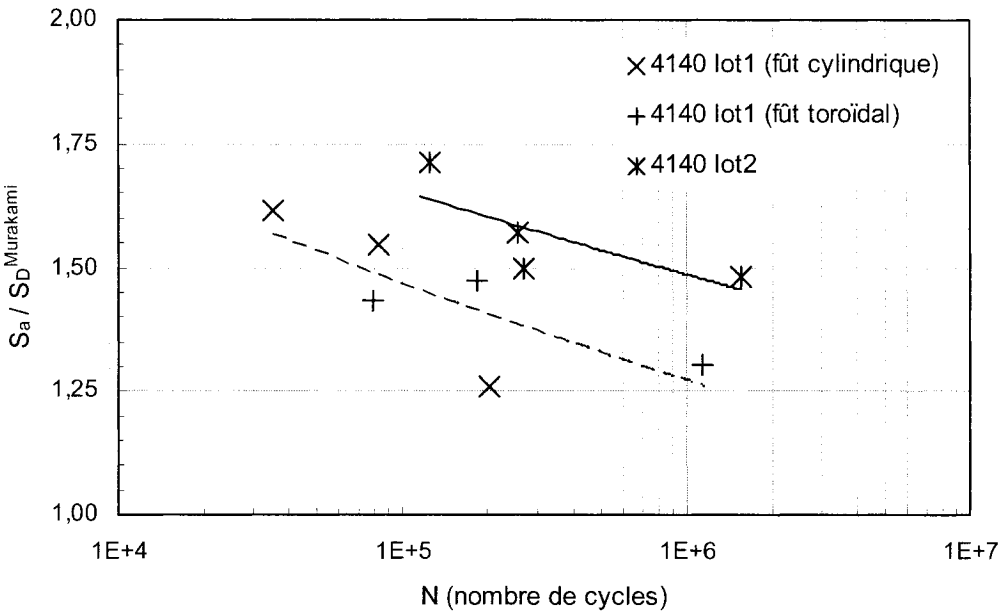


Figure 4. 55. Résistance en fatigue interne relative d'après le modèle de Murakami

L'inconvénient de ce modèle c'est qu'il nécessite de connaître la taille du défaut au site d'amorçage. Si une inclusion de taille critique n'est pas présente dans la zone sollicitée, la fissure peut s'amorcer sur un autre type de discontinuité dont la taille est difficile à prévoir. Si les fissures s'amorcent sur des inclusions, une analyse des valeurs extrémales de la distribution inclusionnaire permet d'estimer une limite de fatigue interne minimale. Cependant, même la connaissance de la taille exacte du défaut au centre de l'œil-de-poisson ne permet pas de ramener les résultats sur une même courbe comme le montre la figure 4.55. Des facteurs autres que la dureté du cœur et la taille de défaut interviennent sans doute. Par exemple, pour les éprouvettes du lot 1, les deux points situés en dessous de la courbe en pointillés correspondent à des inclusions de forme globulaire alors que les quatre points au dessus de la courbe sont associés à des inclusions angulaires. L'effet de concentration de contraintes exercé sur la matrice doit être différent selon la forme de

l'inclusion, ce que néglige le paramètre $\sqrt{aire}$. De plus, le modèle est fondé sur une limite de fatigue interne dont l'existence n'a pas été prouvée. La courbe de fatigue associée au mécanisme interne peut décroître continûment vers les longues durées de vie alors que le rapport de la contrainte appliquée à une durée de vie finie sur la limite de fatigue calculée par le modèle tend vers une valeur unitaire; ce qui, selon Murakami, confirme la validité du modèle ou, du moins, démontre la dépendance du mécanisme interne par rapport à la taille des inclusions.

Étant donné que la profondeur d'amorçage, c'est-à-dire le diamètre de l'œil-de-poisson, n'a aucune influence sur la durée de vie, le problème des fissures en œil-de-poisson semble appartenir au domaine des fissures courtes. La fraction efficace du cycle est supposée égale à 0,55, valeur déjà utilisée pour les fissures courtes se propageant à partir de la surface. Cependant, ce n'est qu'une approximation puisque l'effet de fermeture induit par l'oxydation n'existe plus dans le vide; le facteur U n'est probablement pas identique dans les deux milieux air et vide.

Pour de faibles vitesses de propagation, la loi de Paris devient excessivement conservatrice d'autant plus que le facteur d'intensité de contrainte est proche du seuil de propagation (Stewart 1980). La vitesse de propagation est alors sensible à la contrainte moyenne, à la microstructure et à l'environnement. Néanmoins, une loi de Paris calculée à partir de l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte est supposée apte à représenter la propagation d'une fissure courte circulaire autour d'une inclusion de dimension a_0 :

$$\Delta K_{eff} = U \times \frac{2}{\pi} \Delta S \sqrt{\pi a_0} + K_{res} \qquad \text{Équation 4. 18}$$

La difficulté majeure réside dans le choix des valeurs de la fraction efficace U et des coefficients de la loi de Paris dont l'intégration entre a_0 et a_f donne :

$$N_p = \frac{1}{1 - m/2} \times \frac{a_f^{1-m/2} - a_0^{1-m/2}}{C\left(\frac{2}{\sqrt{\pi}} \times (2US + \sigma_r)\right)^m} \qquad \text{Équation 4. 19}$$

En supposant U interne peu différent de U en surface et en utilisant les coefficients C et m mesurés pour une fissure à la surface de l'acier 4140, les durées de propagation calculées sont inférieures aux durées de vie mesurées. La figure 4.56.a présente les résultats du calcul pour différentes longueurs de fissure a_0 en négligeant, dans un premier temps, la contrainte résiduelle de traction du cœur. La longueur de fissure finale a_f est prise égale à 2,5 mm mais une valeur de 1 mm ne donnerait pas des résultats très différents. Même en supposant une inclusion ou fissure initiale aussi petite que 10 µm, les durées de propagation calculées restent très inférieures aux durées de vie. Par ailleurs, une augmentation de la contrainte résiduelle du cœur, supposée homogène, de 0 à 80 MPa, la valeur maximale mesurée sur l'éprouvette avec couche profonde, n'a qu'un effet moindre sur la durée de propagation (figure 4.56.b) par rapport à l'effet de la taille d'inclusion.

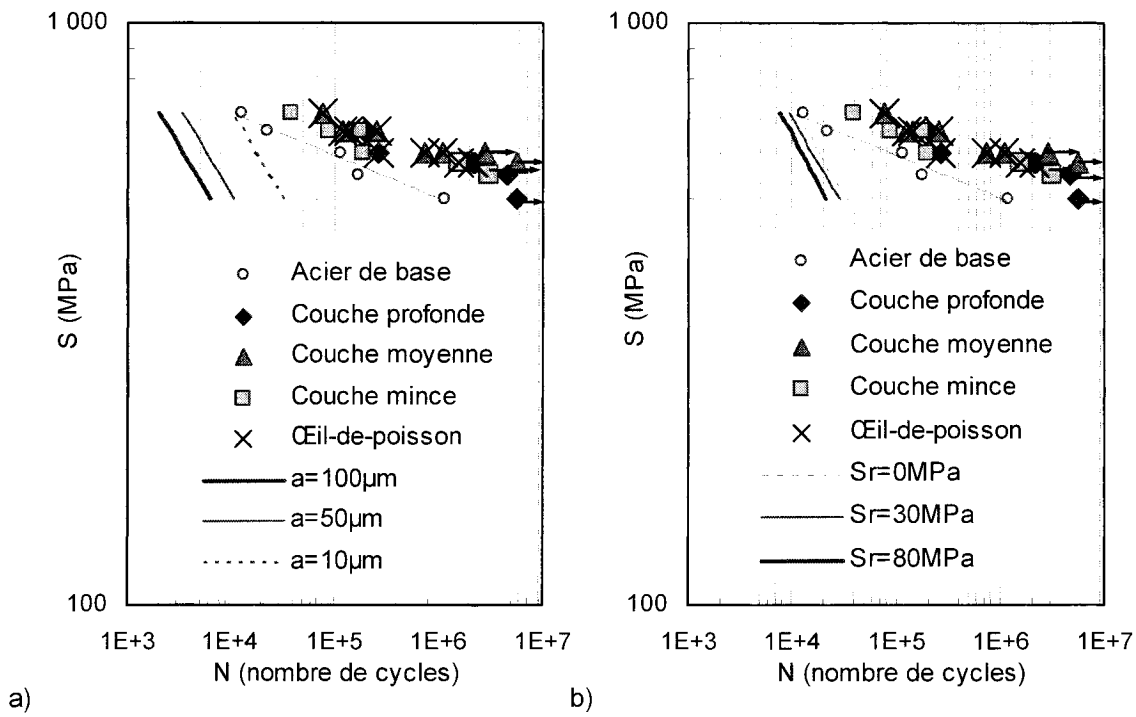


Figure 4. 56. Effet calculé de (a) la taille de défaut pour des contraintes résiduelles de traction nulles et (b) des contraintes résiduelles de traction sur la durée de vie de propagation en interne pour une taille de défaut de 10 µm

Le coefficient C de la loi de Paris devrait être plus petit dans le vide que dans l'air (Henaff *et al.* 1995). Le coefficient C mesuré en surface a été diminué et le coefficient m augmenté jusqu'à obtenir une meilleure corrélation avec les durées de vie totales pour une longueur de fissure proche des tailles d'inclusions mesurées (10 µm). Les durées de vie de propagation calculées pour m égal à 10 et C égal à $4{,}33\times10^{-16}$ sont représentées sur la figure 4.57. Deux courbes de durées de vie propagation ont été calculées en se basant sur la plus petite et sur la plus grosse inclusion mesurée au centre d'un œil-de-poisson (entre 0 et 50 µm). Les durées de vie de propagation calculées sont plus sensibles à la longueur de fissure initiale que ne le sont les durées de vie totales mesurées. De plus, les valeurs de m utilisées sont loin des valeurs usuelles et la MLER est inappropriée. La validité du modèle ne peut être vérifiée étant donné l'impossibilité de suivre expérimentalement la propagation d'une fissure interne qui peut s'amorcer n'importe où dans le large volume sollicité du matériau de cœur.

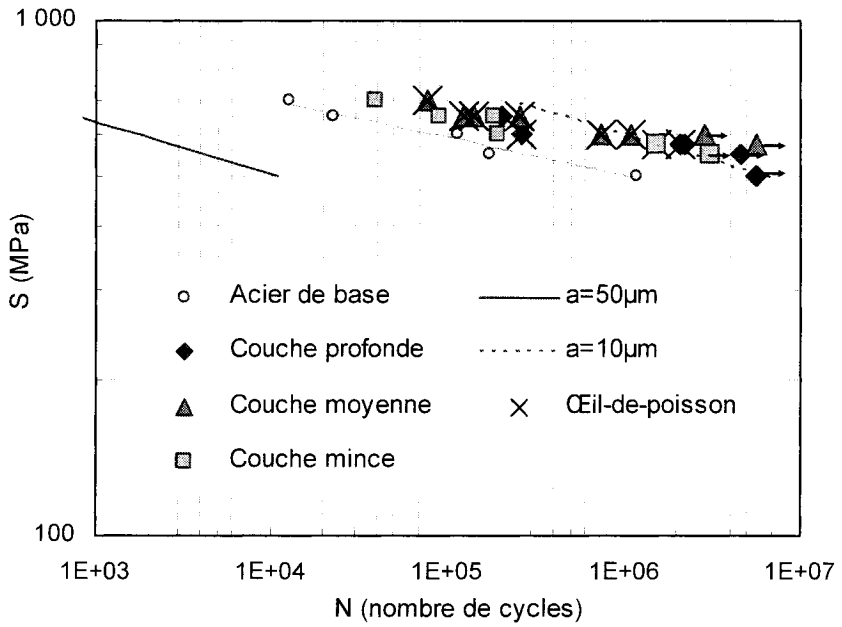


Figure 4. 57. Durées de propagation interne en ajustant une loi de Paris sur les résultats en fatigue

De l'impossibilité d'estimer la durée de vie totale à l'aide d'un calcul de propagation, Chapetti conclue que la propagation ne peut rendre compte à elle seule de la durée de vie

en interne (Chapetti *et al.* 2003a; 2003b). Ceci serait cohérent avec les observations fractographiques : les œils-de-poisson les plus gros, autrement dit ceux amorcés le plus profondément, ne correspondent pas nécessairement aux durées de vie les plus longues. Une part très importante de la durée de vie en interne serait dépensée dans l'amorçage et, peut-être, la propagation d'une microfissure. Sur une échelle bilogarithmique, la courbe de Wöhler associée à la fissuration interne montre une pente plus faible que la fissuration externe dans l'acier de base. Ceci laisse supposer qu'en interne, une part plus importante de la durée de vie est consacrée à l'amorçage.

4.6.3.3 Influence de la profondeur de nitruration

4.6.3.3.1 Profondeur de nitruration optimale : compétition fissuration interne et fissuration externe

La profondeur de nitruration contrôle le champ de contraintes résiduelles et le profil de dureté. Tant que la profondeur de nitruration n'est pas suffisante pour que la rupture ait lieu par le mécanisme interne, il est probable qu'une augmentation de la résistance en fatigue avec la profondeur de nitruration soit observée. Un champ de contraintes résiduelles de plus en plus profond implique des durées de vie de propagation de plus en plus longues. Bien que cet effet ne suffise pas à expliquer la différence de durée de vie externe entre la couche mince et la couche moyenne, il explique une certaine augmentation de durée de vie de la couche mince par rapport au métal de base. Une nitruration profonde s'accompagne d'une diminution des contraintes résiduelles de compression. Cependant, aucun effet néfaste n'a été observé lors de cette étude puisque les couches moyennes et profondes ont toutes rompu par un mécanisme de fissuration interne. Dans l'éventualité d'un amorçage en surface, les calculs montrent qu'à cause d'un pic de contraintes résiduelles de compression plus étalé, la couche profonde diminuerait moins efficacement le facteur d'intensité de contrainte pour des fissures de 50 à 400 µm de profondeur. Il est donc possible que les éprouvettes avec couche profonde soient plus sensibles à la rugosité et aux microentailles que des couches moins épaisses.

Quand la profondeur de nitruration est telle que les fissures de surface sont suffisamment ralenties pour que la rupture de la pièce nitrurée résulte du mécanisme interne, la résistance en fatigue ne dépend plus de la profondeur de nitruration mais de la résistance intrinsèque du matériau.

Les contraintes résiduelles de compression plus faibles et les importantes contraintes résiduelles de traction attendues à cœur désavantagent la couche profonde. Selon plusieurs auteurs, les contraintes résiduelles de traction diminueraient la résistance en fatigue interne d'une éprouvette sollicitée en traction-compression (Cowling 1986). Sur l'acier 4140 nitruré de cette étude, la diminution n'est pas observée. La couche profonde est parfois meilleure que la couche moyenne bien que ses contraintes résiduelles de traction soient environ deux fois plus élevées (75 MPa contre 30 MPa). Un plus grand nombre de résultats serait nécessaire pour une étude plus systématique de l'effet des contraintes résiduelles de traction du cœur car de nombreux facteurs entrent en jeu et compliquent l'interprétation, notamment la nature et la taille du défaut au centre de l'œil-de-poisson. Toutefois, il est probable que l'augmentation des contraintes résiduelles de traction et l'adoucissement du matériau de cœur avec le temps de nitruration affectent à terme la résistance à la fatigue interne. Sur deux des trois niveaux de contrainte auxquels la couche profonde a été testée, cette dernière a rompu plus rapidement que la couche moyenne à la même contrainte.

Si on se fie à Menčik (1996), le rapport de la profondeur de nitruration sur le diamètre d'échantillon devrait être inférieur à 0,1 pour éviter de trop grandes contraintes résiduelles de tension dans le cœur. Or les profondeurs de nitruration mince et moyenne se conforment à cette condition tandis que la couche profonde a un rapport à peine plus grand ($z_n/D = 0{,}105$). Dans des pièces ou des éprouvettes de plus petite dimension où le cœur devrait équilibrer les contraintes résiduelles de compression de la couche nitrurée sur une plus petite section, les contraintes résiduelles de traction pourraient atteindre des valeurs élevées.

D'après les courbes de Wöhler, la couche mince n'est pas assez profonde pour retarder efficacement l'amorçage et la propagation d'une fissure courte. Le facteur d'intensité de contraintes résiduelles calculé diminue l'amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte jusqu'à 200 µm aussi bien pour la couche mince que pour la couche moyenne. Cependant, pour des fissures plus profondes, le facteur K_{res} de la couche mince devient rapidement négligeable devant K_{max}. La couche moyenne apparaît finalement comme la couche optimale dans les conditions de sollicitation étudiées. Son champ de contraintes résiduelles est suffisamment haut et profond pour retarder efficacement la propagation des fissures courtes. La résistance en fatigue ne dépend alors plus que des propriétés du cœur telles que la dureté et la propreté du métal de base.

La profondeur de nitruration optimale en traction-compression rejoint la définition proposée par Landgraf et Richman (1975) pour un acier cémenté sollicité en flexion : c'est la profondeur juste suffisante pour provoquer la transition vers le mécanisme de fissuration interne. Une nitruration plus profonde n'apporte aucune amélioration supplémentaire de la résistance en fatigue alors le coût associé à la nitruration augmente continûment avec la durée du traitement.

Même si un modèle de propagation de fissure courte dans un champ de contraintes résiduelles de compression justifie en partie l'augmentation de la durée de vie de la surface nitrurée par rapport au métal de base, il ne suffit pas à expliquer l'amélioration de la durée de vie des couches moyenne et profonde. L'influence globale de la profondeur de nitruration ne peut être prédite par un modèle basé sur le comportement en fatigue de matériaux homogènes. Il faudrait plutôt envisager le matériau nitruré comme un composite.

Comme le suggéraient Jack et Winnick (1979), le matériau nitruré peut être comparé à un composite constitué d'une fibre ductile (le cœur) emprisonnée dans une matrice fragile (la couche de diffusion). Autrement dit, l'éprouvette nitrurée peut être assimilée à un bimatériau formé de deux cylindres : un cylindre plein pour le cœur et un cylindre creux pour la couche (figure 4.58). Cette simplification permet de comprendre le

comportement en traction de l'acier nitruré. L'écoulement plastique du cœur est gêné par la couche élastique.

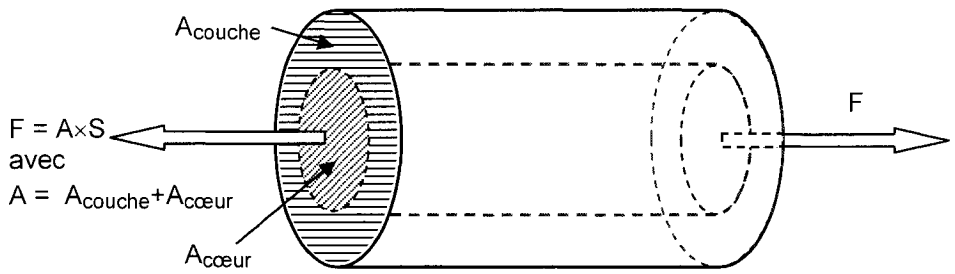


Figure 4. 58. Représentation schématique du bimatériau

La profondeur de diffusion minimale requise pour que la contrainte locale en surface reste inférieure à la limite d'élasticité de la couche lors d'une sollicitation en fatigue à une contrainte nominale S se déduit de l'équilibre des forces internes et externes :

$$A \times S = A_{coeur}\sigma_{coeur} + A_{couche}\sigma_{couche} \qquad \text{Équation 4. 20}$$

Faisons l'hypothèse d'un matériau de cœur élastique parfaitement plastique. Ne connaissant pas la courbe de traction cyclique de l'acier 4140, on suppose, dans un premier temps, que la limite d'élasticité cyclique du métal de base est égale à 600 MPa. En fait, la courbe S-N de l'acier 4140 montre qu'il faut appliquer une contrainte de 600 MPa pour avoir une déformation plastique suffisante à l'amorçage d'une fissure en 100 000 cycles. Cette contrainte est associée à une limite d'élasticité cyclique conventionnelle pour une certaine quantité de déformation plastique. Quand la contrainte nominale S dépasse 600 MPa (par exemple $S = 700$ MPa), pour atteindre la rupture interne du métal nitruré, la couche doit transmettre une charge ($\sigma_{couche} > S$) d'autant plus grande que la couche est mince :

$$\sigma_{couche} = S + \frac{A_{coeur}}{A_{couche}}(S-600) \le 1300MPa \Rightarrow \frac{A_{couche}}{A} \ge \frac{S-600}{700} \qquad \text{Équation 4. 21}$$

Par conséquent, pour une résistance de la couche de 1 300 MPa et une contrainte nominale S de 700 MPa, le rapport de la section nitrurée sur la section totale de l'éprouvette doit être d'au moins 1/7. C'est-à-dire que la profondeur de nitruration dans

l'hypothèse d'une couche de diffusion « homogène » et de limite d'élasticité constante et égale à 1 300 MPa doit être d'au moins 360 µm. La couche mince dont la profondeur de diffusion « totale » n'est que de 400 µm peut difficilement remplir cette condition. La nitruration doit être suffisamment profonde pour que la couche ne supporte pas une contrainte trop grande quand le cœur se déforme plastiquement. D'un autre côté, quand la profondeur de nitruration augmente, les contraintes résiduelles de compression de la couche diminuent et les contraintes résiduelles de traction du cœur augmentent. Par conséquent, il ne faut pas nitrurer plus profondément que nécessaire au risque de sacrifier la résistance à la propagation de la surface nitrurée.

En fatigue à grand nombre de cycles, pour les trois profondeurs de nitruration étudiées, la déformation plastique n'est pas suffisante pour susciter une redistribution des efforts entre le cœur et la couche telle que la contrainte d'amorçage de la couche soit moins élevée que celle du cœur. L'amorçage d'une fissure interne sera plus probable que l'amorçage et la propagation d'une fissure de surface et l'épaisseur de la couche de diffusion n'influence plus la résistance en fatigue. Cependant, une couche très épaisse présente l'inconvénient d'augmenter le degré de biaxialité des contraintes à l'interface avec le cœur et de diminuer la ductilité de la pièce (Cavallaro et Subramanian 1999).

Dés que le cœur se déforme plastiquement, il faut comparer la contrainte d'amorçage estimée (équation 4.7) non pas à la contrainte nominale appliquée mais à la contrainte locale dans la couche. Dès que la contrainte d'amorçage de la surface est dépassée, une fissure s'amorce et peut éventuellement se propager à travers un champ de contraintes résiduelles de compression.

4.6.3.3.2 Nature des efforts : traction-compression *vs* flexion rotative

En traction-compression, dès que la profondeur de nitruration est suffisante pour que la rupture se produise par le mécanisme interne, la résistance en fatigue est indépendante de toute nouvelle augmentation de z_n contrairement à ce qui se passe en flexion rotative.

En flexion, l'existence d'un gradient fait que seule une petite région sous la couche est susceptible d'amorcer une fissure de fatigue interne (figure 4.59.a). L'augmentation de

la contrainte nominale, appliquée à la surface de l'échantillon n'est pas représentative d'une augmentation de la résistance locale du matériau au niveau du site d'amorçage interne (figure 4.59.b). Par conséquent, si les résultats obtenus en flexion rotative sont appliqués à des pièces en service qui ne sont pas soumises à des gradients de contrainte aussi élevés que les éprouvettes de laboratoire, la résistance en fatigue risque d'être gravement surévaluée. Par ailleurs, à cause du gradient de flexion, le cœur est soumis à une contrainte plus faible que la contrainte nominale en surface. L'effet bimatériau, ou la redistribution des efforts entre le cœur et la couche quand le cœur subit une déformation plastique, est moins important que sous une contrainte appliquée uniforme; ce qui expliquerait que la fissuration interne soit rarement observée en flexion rotative même lorsque l'influence de la profondeur de nitruration est étudiée.

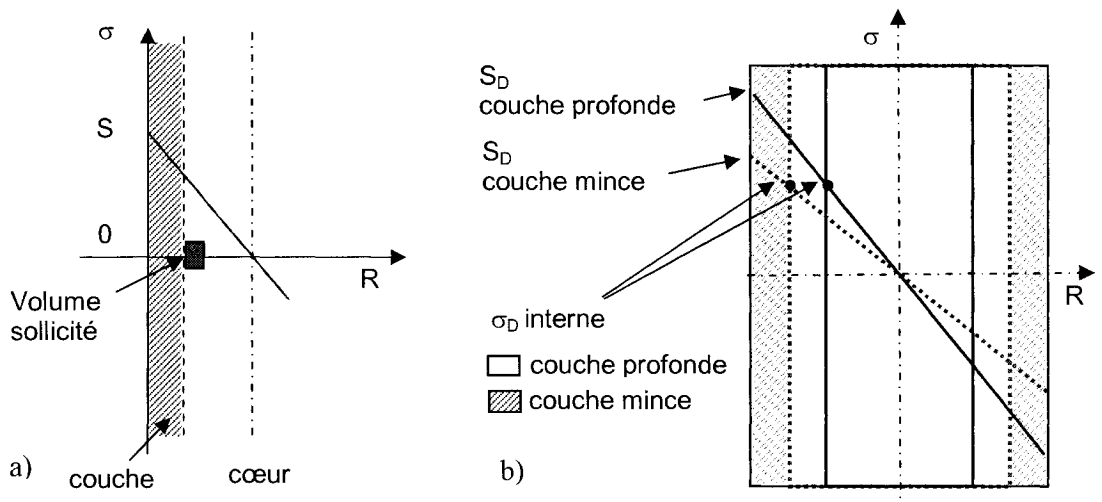


Figure 4. 59. Effet (a) du gradient de flexion sur le volume sollicité et (b) de la profondeur de nitruration sur la limite de fatigue nominale S_D en flexion rotative

Même en l'absence d'un traitement de surface, la résistance à la fatigue en flexion est supérieure à la résistance à la fatigue en traction-compression et, d'après Lieurade (1991), l'écart peut atteindre 20 %. En effet sur la figure 2.35, l'écart entre la limite de fatigue mesurée, en flexion rotative, sur une éprouvette de 7,5 mm de diamètre et celle mesurée sur une éprouvette de 38 mm de diamètre, dont le gradient de contrainte se rapproche de celui d'un essai de traction-compression, est supérieure à 18 %. La géométrie des éprouvettes de flexion rotative (de diamètre compris entre 4 et 9 mm) et le

gradient de contrainte appliquée sont tels que le volume sollicité sous forte contrainte est très faible par rapport au chargement en traction-compression où toute la section à diamètre constant est soumise à une contrainte appliquée uniforme. Plus la zone fortement sollicitée est confinée, plus la probabilité qu'un gros défaut soit présent est faible. Pour une éprouvette nitrurée à une profondeur suffisante pour que la fissuration externe n'ait pas le temps de se développer, le volume fortement sollicité se réduit à un anneau de faible épaisseur située près de l'interface couche/cœur et dont le diamètre interne est d'autant plus proche du diamètre externe que la nitruration est profonde.

L'effet d'échelle sur des éprouvettes nitrurées sollicitées en flexion ne peut être négligé. Plus le diamètre de l'éprouvette est faible, plus le gradient de contrainte appliquée est élevé et plus la contrainte locale disponible sous la couche nitrurée est faible pour une même contrainte nominale. De même, plus la couche de diffusion est épaisse, plus la contrainte nominale qui doit être appliquée en surface pour atteindre la résistance en fatigue sous la couche est grande (figure 4.59.b). D'ailleurs, après avoir sollicité en flexion rotative un acier allié au CrMo nitruré par voie gazeuse, Tokaji et Takahashi (2001) constatent que la taille du défaut au centre de l'œil-de-poisson, mesurée par le paramètre $\sqrt{aire}$ de Murakami *et al.* (1999), augmente quand la contrainte appliquée diminue et quand la profondeur d'amorçage augmente. Ce qui se conçoit aisément puisque, pour une contrainte de flexion donnée, plus l'amorçage est profond, plus la contrainte au site d'amorçage est faible et plus le défaut doit être gros pour qu'une fissure se propage.

Après avoir sollicité en flexion rotative un acier 4140 nitruré, Genel *et al.* (2000) constatent que la résistance en fatigue, estimée en terme de contrainte nominale appliquée en surface, augmente avec la durée de nitruration. Il note, par ailleurs, que plus la couche de diffusion est profonde, plus le site d'amorçage est confiné à l'interface entre la couche et le cœur. Si on utilise les valeurs de contraintes nominales et de profondeurs d'amorçage rapportées par Genel *et al.* (2000), les courbes S-N peuvent être redessinées en terme de contrainte locale sous la couche ou au niveau du site d'amorçage (figure 4.60).

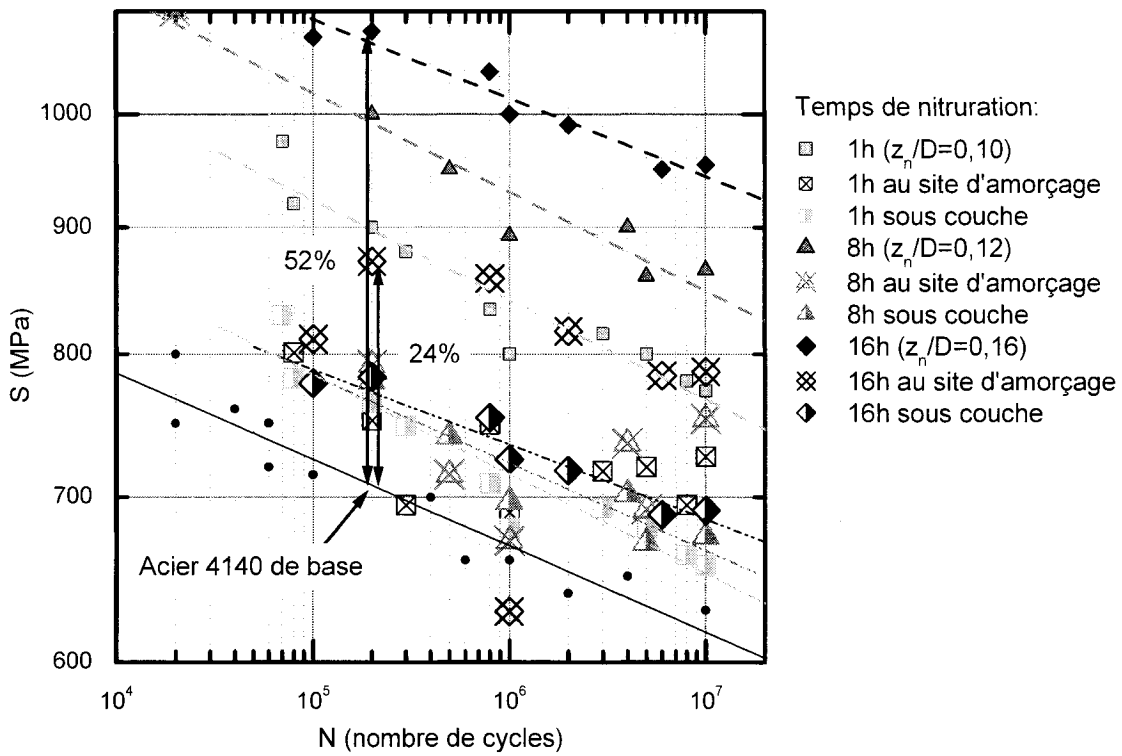


Figure 4. 60. Effet de la profondeur de nitruration sur la résistance en fatigue en flexion rotative à partir des résultats de Genel *et al.* (2000)

Les résistances en fatigue pour les différentes profondeurs de nitruration se trouvent alors fortement diminuées et tombent sur une même bande de dispersion. En terme de contrainte au site d'amorçage, la nitruration la plus longue (16 h) se démarque du lot avec une résistance en fatigue qui semble supérieure. L'analyse des données fournies dans l'article (*Ibid.*) montre que cette exception peut s'expliquer par un confinement accru du volume sollicité à mesure que la profondeur de nitruration augmente. Ce phénomène, plusieurs fois observé (Tokaji et Takahashi 2001; Komotori *et al.* 2001), se généralise de la manière suivante : plus le gradient de contrainte appliquée est abrupt, du fait du faible diamètre de l'éprouvette et/ou d'une couche de diffusion épaisse, plus la zone d'amorçage possible est confinée à l'interface couche/cœur. Pour les couches les plus profondes, la fissure peut même s'amorcer à l'intérieur de la couche de diffusion. C'est pourquoi la contrainte calculée au site d'amorçage est plus grande que la contrainte à l'interface.

Pour une durée de vie de 2×10^5 cycles, l'amélioration la plus grande de la résistance en fatigue-flexion pouvant être obtenue après nitruration est de 52 % en termes de contrainte nominale. Exprimée en terme de contrainte locale au site d'amorçage, elle est tout au plus de 24 %, ce qui reste supérieur à l'amélioration de 10 à 14 % mesurée en traction-compression lors de la présente étude. L'écart entre les résultats en flexion et les résultats en traction est un fait avéré. Le faible volume sollicité de l'éprouvette de flexion et l'existence d'un gradient de contrainte appliquée favorisent une estimation non sécuritaire de la durée de vie en fatigue.

4.7 FATIGUE AXIALE EN TRACTION RÉPÉTÉE ($R_\sigma = 0$)

L'essai de fatigue peut être mené avec une contrainte moyenne nulle mais, en pratique, les pièces sont souvent soumises à une contrainte statique de tension ou de compression qui se superpose à la contrainte alternée. Pour une durée de vie donnée et pour un même type d'effort, la contrainte alternée diminue quand la contrainte statique augmente.

En traction-compression, la couche moyenne correspondait à une profondeur de nitruration suffisante pour que le mécanisme de surface soit toujours plus lent que le mécanisme interne aux niveaux de contrainte considérés. Par conséquent, afin d'évaluer l'effet d'une contrainte moyenne sur la résistance en fatigue d'un acier nitruré, des éprouvettes de couche moyenne et des éprouvettes du métal de base sont sollicitées en traction répétée. Les résultats pour une amplitude de contrainte comprise entre 425 MPa et 525 MPa sont reportés sur la figure 4.61. Le détail des essais est donné sur le tableau B.3 de l'annexe B.

4.7.1 COURBES DE WÖHLER

La nitruration améliore la durée de vie des éprouvettes par rapport au métal de base tant que la contrainte maximale appliquée est inférieure ou égale à 1 000 MPa. Cette amélioration est toujours associée à un mécanisme de fissuration interne et elle varie de 3 à 4 fois la durée de vie des éprouvettes de référence. Pour des contraintes maximales

supérieures à 1 000 MPa, l'amélioration de la vie en fatigue est difficilement quantifiable. Alors que l'acier nitruré semble, à première vue, rompre en fatigue, l'acier de base rompt en quelques cycles en fluage cyclique à charge imposée. En considérant la dureté de l'acier de base, la transition entre régime de fatigue oligocyclique et régime de fatigue à grand nombre de cycles devrait se produire entre 1 000 et 3 000 cycles de fatigue (Landgraf 1970). L'apparition du rochetage à haut niveau de contrainte serait due au dépassement de cette transition. Pour estimer la courbe d'endurance du métal de base en fatigue oligocyclique, l'essai devrait être réalisé en déformation contrôlée.

En comparant, à une même durée de vie, l'amplitude de contrainte appliquée en traction-compression et en traction répétée, on constate que, pour une contrainte moyenne nulle, l'amélioration de la résistance en fatigue varie autour de 5 à 10 % pour les vies les plus courtes et entre 17 à 23 % pour les vies les plus longues. Avec une contrainte moyenne de traction, l'amélioration n'est plus mesurable pour la fissuration en surface et elle est inférieure à 10 % pour la fissuration interne aux plus longues durées de vie.

En ce qui concerne l'effet de la contrainte moyenne sur la rupture en surface du métal de base et la rupture interne de l'acier nitruré, on peut faire le constat suivant : pour l'acier nitruré, la diminution de la contrainte alternée admissible du fait de l'application d'une contrainte statique oscille entre 21 et 25 % indépendamment de la durée de vie considérée. Pour l'acier de base, l'effet de la contrainte moyenne se fait moins sentir car la diminution de la résistance en fatigue de la surface n'est que de 17 à 15 % et tend à diminuer quand la durée de vie augmente. L'acier nitruré serait plus sensible que le métal de base à l'application d'une contrainte moyenne de traction. La couche moyenne qui, en traction-compression, était suffisante pour que l'éprouvette rompe toujours à partir du cœur s'avère incapable d'empêcher une rupture en surface pour des durées de vie inférieures à 10^5 cycles. De la plasticité cyclique macroscopique se produit dans le cœur dès que la contrainte nominale S_a est égale à 500 MPa. Par conséquent, la contrainte locale dans la couche est supérieure à la contrainte nominale et elle peut atteindre la résistance de la couche.

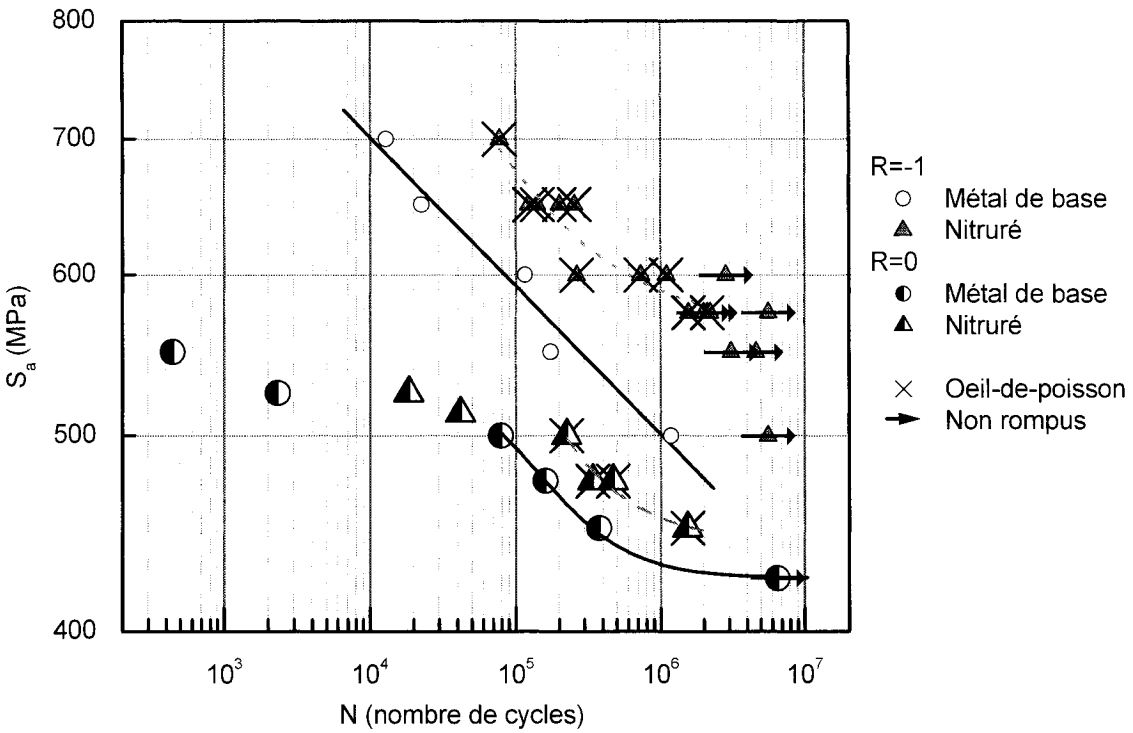


Figure 4. 61. Courbes S-N du métal de base et de l'acier nitruré avec une couche moyenne à $R_\sigma = 0$

4.7.2 OBSERVATIONS FRACTOGRAPHIQUES

4.7.2.1 Fissures de surface

4.7.2.1.1 Acier 4140 de base

En traction répétée, une fissure semi-elliptique (figure 4.62.a) s'amorce à la surface du métal de base, par exemple sur un défaut comme la rayure, visible sur la figure 4.62.b, qui est peut-être due à l'outil d'usinage. La fissure se propage ensuite sur une petite distance avant de dévier sur des plans à 45°. Macroscopiquement, la surface de rupture est peu différente de celle observée en traction-compression. Au MEB, cependant, un relief beaucoup plus important est observé. En traction répétée, l'absence de matage entre les lèvres de la fissure permet d'obtenir un faciès de rupture aux contours plus précis. Le mécanisme de rupture observé dans le métal de base est toujours le quasi-clivage.

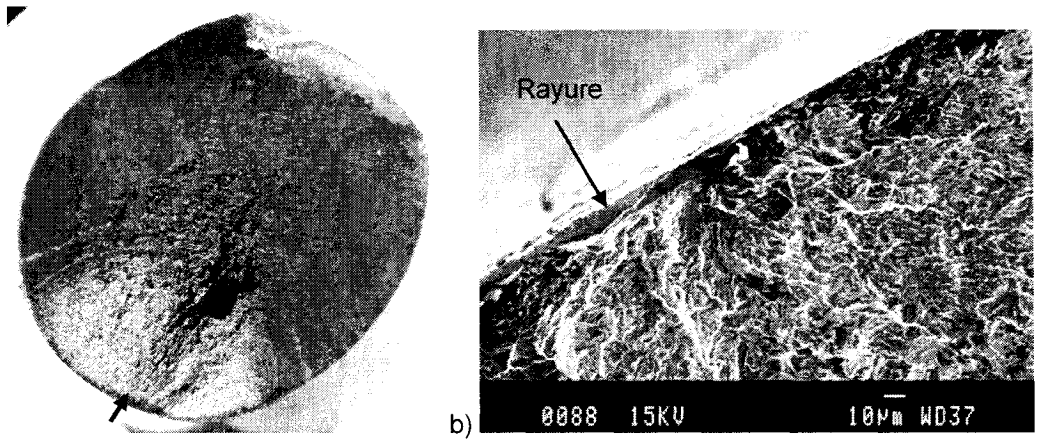


Figure 4. 62. (a) Éprouvette de l'acier de base rompue après 375 407 cycles à 450 MPa et (b) gros plan du site d'amorçage observé au MEB

4.7.2.1.2 Acier 4140 nitruré

La rupture de l'éprouvette nitrurée semble due à une fissuration externe pour une contrainte alternée supérieure ou égale à 512 MPa. En fait, sur les fractographies des deux ruptures de surface (figure 4.63), la rupture de la couche ressemble davantage à de la rupture statique qu'à de la fissuration en fatigue. Elle a un aspect très granuleux sur toute sa profondeur; la surface de rupture ressemble beaucoup à celle de la couche profonde rompue en traction monotone (figure 4.29.b).

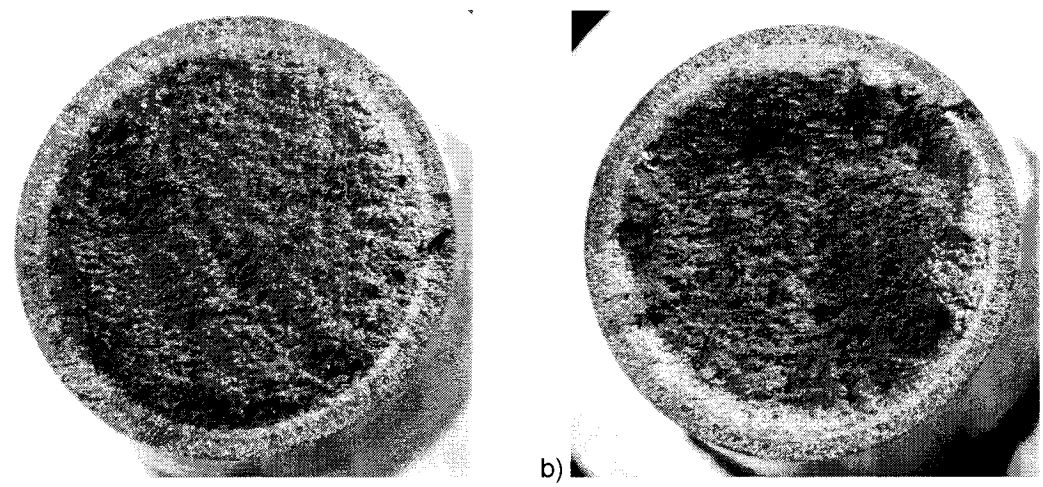


Figure 4. 63. Éprouvette nitrurée rompue après (a) 18 581 cycles à 525 MPa et (b) 41 837 cycles à 513 MPa

Aucun site d'amorçage ne peut être identifié dans la zone diamétralement opposée à la rupture finale. Il est probable qu'une fois la couche rompue (en statique), la fissure annulaire ainsi créée se propage en fatigue dans le cœur, ce qui se traduit, sur les macrographies, par une zone plus claire de forme plus ou moins régulière. Cette fissure mène d'autant plus rapidement au déchirement ductile du ligament non brisé, qui occupe presque toute la surface du cœur, que la contrainte alternée est grande.

4.7.2.2 Fissures internes

Quand une fissure s'amorce près de l'interface entre la couche et le cœur, elle se propage dans la couche tout le long de la circonférence (figure 4.64.a). En dépit de la petite taille de l'œil-de-poisson, la rupture de la couche semble amorcée par cette fissure interne. La couche rompue présente deux zones topographiques : une première jusqu'à environ 390 μm, soit la profondeur à laquelle les contraintes résiduelles diminuent de plus de la moitié, et une seconde jusqu'à 650 μm, soit à peu près la profondeur de nitruration. Dans la couche (figure 4.64.b) entre la surface et l'œil-de-poisson, quasi-clivage et décohésion intergranulaire sont les modes de fissuration dominants. La proportion de quasi-clivage augmente en direction du cœur et diminue vers la surface. La fissuration intergranulaire peut éventuellement être représentative de faibles vitesses de propagation. Cependant, dans le cas présent, il est possible qu'il y ait, au moins en partie, rupture statique de la couche fragile quand l'œil-de-poisson atteint une taille suffisante. La décohésion intergranulaire serait alors typique d'une rupture en traction d'autant plus probable qu'à $R_\sigma = 0$, le facteur d'intensité de contrainte maximal se rapproche vite de la ténacité du matériau et, en particulier, de celle de la couche qui est plus faible que celle du cœur. Si la fissure interne s'amorce au cœur de l'éprouvette (figure 4.65), elle se propage jusqu'à atteindre une taille suffisante pour rompre la couche en tension. La rupture de la couche ne présente qu'une seule zone topographique au lieu des deux zones observées pour une fissure interne amorcée près de l'interface entre la couche et le cœur. À la surface de l'éprouvette, des fissures annulaires semblables à celles observées en traction sont observées (figure 4.22). Le ligament non brisé du cœur rompt en déchirement ductile.

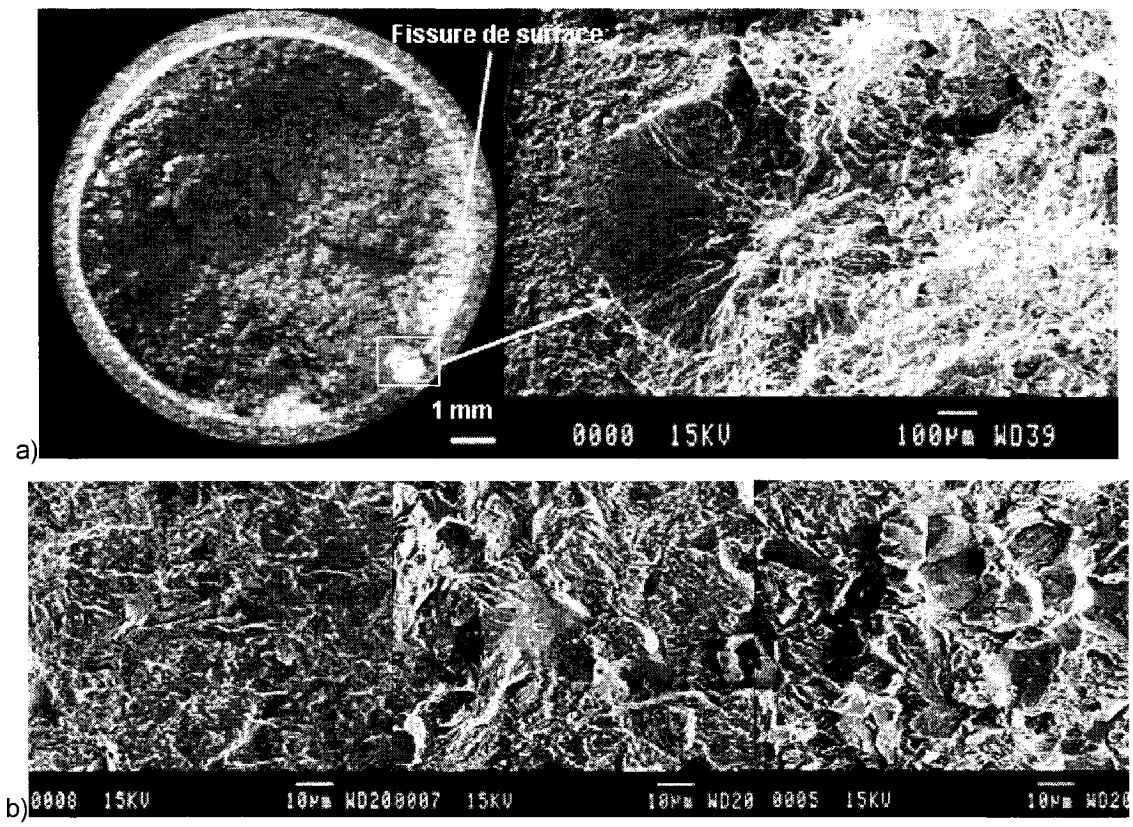


Figure 4. 64. Éprouvette nitrurée rompue après 224 793 cycles à 500 MPa : (a) observation macroscopique et à plus fort grossissement de la fissure interne et (b) agrandissement de la zone qui va du bord de l'œil-de-poisson (à gauche) vers la surface (à droite)

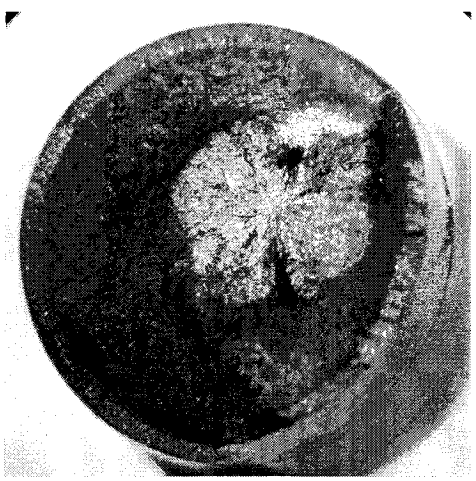


Figure 4. 65. Éprouvette nitrurée rompue après 1 539 624 cycles à 450 MPa à partir d'une fissure interne amorcée en profondeur

Le site d'amorçage interne ne possède pas d'inclusion mais seulement une zone claire, plus lisse que le reste de l'œil et traversée par au moins une fissure (figure 4.66.a). Le relief est plus prononcé qu'en traction-compression mais la nature de la discontinuité n'est toujours pas identifiée. Des fissures secondaires semblent s'amorcer ou se réamorcer sur de petits défauts autour du site principal (figure 4.66.b). Les microfissures s'amorcent sur une zone dont la composition chimique ne diffère pas de celle de la matrice. L'œil-de-poisson n'est perpendiculaire à la direction de sollicitation que dans une petite région autour du site d'amorçage après quoi il dévie par rapport au plan normal à la direction de la charge appliquée pour donner une fissure en forme de trèfle à quatre feuilles (figure 4.65).

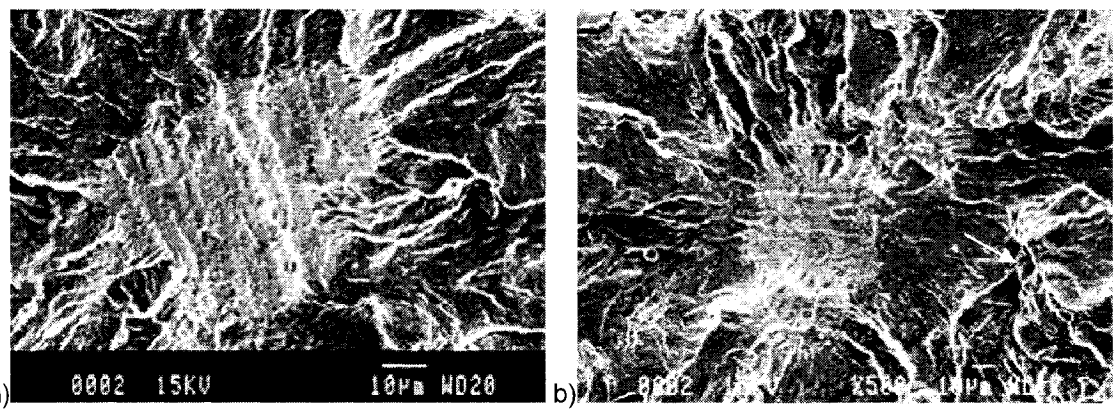


Figure 4. 66. Exemples d'œils-de-poisson sans inclusion après (a) 224 793 cycles à 500 MPa et (b) 341 330 cycles à 475 MPa

4.7.3 CONTRAINTE MOYENNE ET NITRURATION

4.7.3.1 Pertinence des expressions analytiques de Goodman, Gerber et Kwofie

Diverses relations empiriques relient les caractéristiques de fatigue σ_f et N_f ou l'amplitude de contrainte σ_a à la contrainte moyenne σ_{moy}. Cependant, elles doivent être utilisées avec précaution car elles ont été développées pour des contraintes moyennes de tension d'où, parfois, leur incapacité à représenter correctement l'effet des contraintes moyennes de compression; une contrainte moyenne de tension est toujours plus efficace

à diminuer l'amplitude de contrainte admissible qu'une contrainte moyenne de compression à l'augmenter.

En comparant les critères de Goodman et de Gerber pour rendre compte de l'influence d'une contrainte moyenne sur la résistance en fatigue (figure 4.67), la parabole de Gerber apparaît comme celui qui restitue le plus fidèlement l'effet d'une contrainte moyenne sur l'acier 4140 de base mais elle surestime la résistance en fatigue de l'acier nitruré; l'effet des contraintes résiduelles sur la contrainte moyenne statique est négligé ($\sigma_r << \sigma_{moy}$). La relation modifiée de Goodman donne une estimation conservatrice à la fois pour l'acier de base et pour l'acier nitruré pour lequel seule la fissuration interne a été considérée. Kwofie (2001) suggère une fonction exponentielle pour prédire la résistance en fatigue d'échantillons soumis à une sollicitation cyclique avec une composante statique. Il propose l'équation 4.22 comme expression du coefficient de résistance en fatigue de la loi de inférieure :

$$\sigma'_f = \sigma'^{\,R=-1}_f \exp\left(-\alpha_m^{Kwofie} \cdot \sigma_{moy} / R_m\right) \qquad \text{Équation 4. 22}$$

Ce qui donne une expression modifiée de cette loi :

$$\sigma'_a = \sigma'^{\,R=-1}_f \exp\left(-\alpha_m^{Kwofie} \cdot \sigma_{moy} / R_m\right)\left(N_f\right)^b \qquad \text{Équation 4. 23}$$

Si $\alpha_m^{Kwofie} \cdot \sigma_{moy} / R_m$ est petit :

$$\sigma_a^R / \sigma_a^{R=-1} = \exp\left(-\alpha_m^{Kwofie} \cdot \sigma_{moy} / R_m\right) \approx 1 - \alpha_m^{Kwofie} \cdot \sigma_{moy} / R_m \qquad \text{Équation 4. 24}$$

L'expression de Goodman peut ainsi être considérée comme un cas particulier ($\alpha_m^{Kwofie} = 1$) de l'équation 4.24. La relation de Kwofie donne évidemment une prédiction proche des résultats expérimentaux puisque le coefficient α_m^{Kwofie}, qui représente la sensibilité à la contrainte moyenne, est une constante du matériau ajustée de façon à corréler les points expérimentaux. Cela donne un coefficient α_m^{Kwofie} égal à 0,45 pour le métal de base et à 0,52 pour l'acier nitruré. Autrement dit, le mécanisme interne pour l'acier nitruré serait plus sensible à l'application d'une contrainte statique que le mécanisme externe dans l'acier de base.

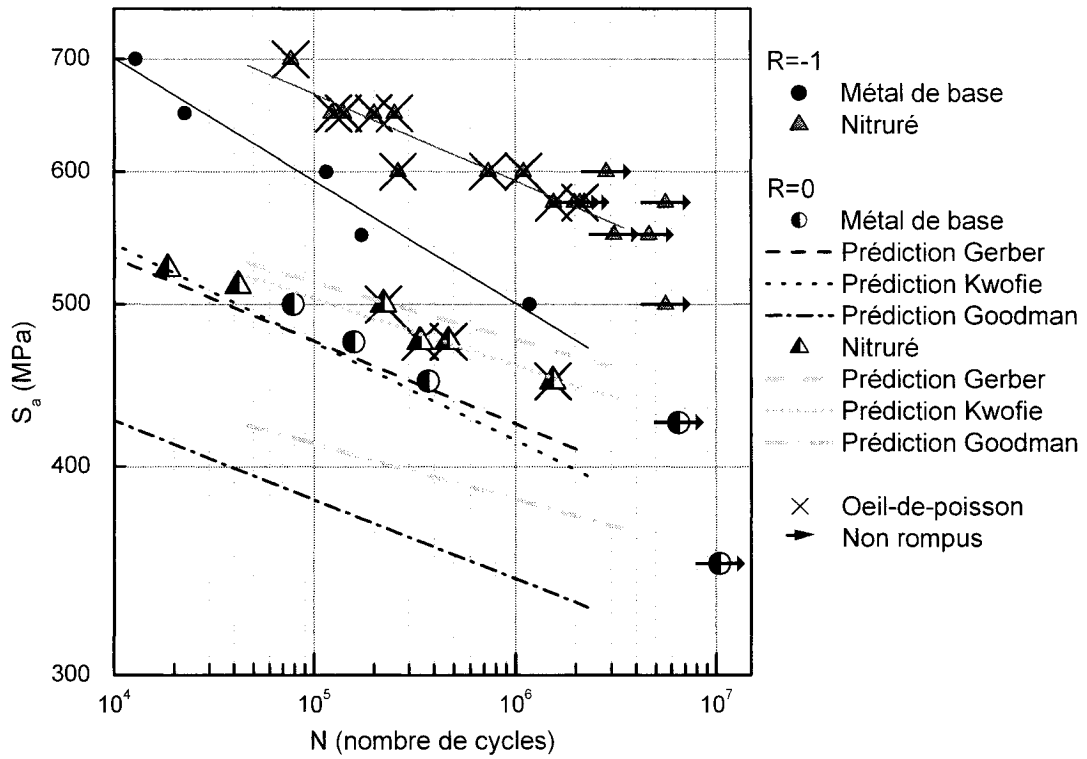


Figure 4. 67. Évaluation des différentes formules rendant compte de l'effet d'une contrainte moyenne

4.7.3.2 Sensibilité à la contrainte moyenne selon le mécanisme de fissuration

Selon l'indice de sensibilité α_m, l'acier nitruré serait plus sensible que l'acier de base à l'effet d'une contrainte moyenne. Ce qui est en accord avec les conclusions de Zürn et Razim (1989) pour des éprouvettes entaillées.

La surface nitrurée dure constitue un maillon faible dans lequel la propagation d'une fissure est d'autant plus facile que sa ténacité est certainement faible par rapport à celle du cœur. La plus grande sensibilité de l'acier nitruré à une contrainte moyenne pourrait se comprendre si le mécanisme de surface était prédominant puisque les contraintes résiduelles de compression ont plus de chances d'être atténuées si la contrainte moyenne est élevée. Mais pourquoi le mode interne est-il influencé?

En se référant aux fractographies des échantillons nitrurés rompus par le mécanisme de fissuration interne, on remarque qu'en traction-compression, la rupture de la couche suscite généralement la propagation d'une fissure de fatigue de la couche rompue vers le cœur. En tension répétée, cela ne se passe pas ainsi sauf lorsque la fissure interne s'amorce quasiment à l'intérieur de la couche et qu'elle ne peut se développer suffisamment pour acquérir un facteur d'intensité de contrainte suffisant pour rompre tout le ligament non brisé en surcharge (une fissure interne sur 4). Le cas général en traction répétée est celui d'une fissure interne qui, grâce à la tension statique, n'a pas besoin de se propager bien loin pour atteindre la ténacité de la surface nitrurée. La totalité de la couche rompt en surcharge et l'effort transféré sur le ligament non brisé du cœur est suffisant pour le rompre également en surcharge. La couche dure est plus sensible à l'effet d'une contrainte moyenne (sa ténacité est plus faible) que le métal de base et sa rupture va en quelque sorte limiter la durée de vie possible de la fissure interne qui, si la couche n'avait pas rompue, se serait peut-être propagée plus longtemps dans le cœur.

En s'inspirant de la littérature d'autres interprétations peuvent être avancées. Umezawa et Nagaï (1997) rapportent que, sous une contrainte de traction alternée, le mécanisme de fissuration interne rencontré dans des matériaux homogènes, c'est-à-dire non traités en surface, sollicités à des durées de vie très longues ne dépend pratiquement pas du rapport R_σ. Si cela était vrai, la sensibilité accrue à la contrainte moyenne du mécanisme de fissuration interne serait effectivement due à la présence de la couche de diffusion et à sa rupture prématurée; cette sensibilité de l'acier nitruré aux contraintes moyennes et aux surcharges a déjà été évoquée mais non vérifiée par Spies et Trubitz (1996). Cependant, selon Frost *et al.* (1974), un matériau dont la limite de fatigue dépend de la capacité d'une fissure à se propager à partir d'un défaut existant sera plus sensible à l'effet d'une contrainte moyenne qu'un matériau dont la limite de fatigue dépend de la capacité de la contrainte appliquée à amorcer et propager une microfissure en surface. Ceci corroborerait la plus grande sensibilité à la contrainte moyenne du mécanisme de

fissuration interne par rapport au mécanisme de surface indépendamment de la présence d'une couche de diffusion.

En présence d'une contrainte moyenne de tension, une amélioration de la durée de vie en fatigue est mesurée quand l'acier nitruré rompt à partir d'une fissure interne. La limite d'élasticité élevée de la surface nitrurée restreindrait le phénomène de fluage cyclique rencontré pour l'acier de base sollicité à un même niveau de contrainte. Cependant, la dureté de la couche, qui est à l'origine de sa limite d'élasticité élevée, est probablement associée à une ténacité faible de sorte que le mécanisme de fissuration interne au cœur de l'éprouvette nitrurée serait plus sensible à l'application d'une contrainte moyenne que le métal de base car sa durée de vie serait limitée par la rupture statique de la couche.

V ANALYSE DES CONTRAINTES ET DÉFORMATIONS PAR LA MÉTHODE DES ÉLÉMENTS FINIS À L'AIDE DU LOGICIEL FORGE 2

5.1 OBJECTIFS

Le logiciel Forge 2 nous a permis calculer les distributions des contraintes et déformations dans des pièces axisymétriques soumises à un effort uniaxial. Son utilisation dans le cadre de cette étude répond à deux objectifs.

Au chapitre précédent, nous évoquions l'influence de la profondeur de nitruration sur le comportement en fatigue dans l'hypothèse où le matériau nitruré pouvait être assimilé à un bimatériau ou composite constitué d'un cylindre creux pour la couche et d'un cylindre plein pour le cœur. L'utilisation du logiciel Forge 2 va permettre d'illustrer le propos du paragraphe 4.6.3.3.1. L'analyse de l'état de contrainte/déformation à l'intérieur de la couche lorsque le cœur subit une déformation plastique reste assez qualitative; en toute rigueur, la couche de diffusion n'est pas homogène mais possède un gradient de microstructure. Cependant, l'analyse bimatériau permet de comparer les trois profondeurs de diffusion et de mieux comprendre le comportement particulier de la couche mince.

D'autre part, après avoir étudié l'influence de la nitruration sur bord lisse, il est temps de s'intéresser à son effet en présence d'une entaille. Les pièces en service sont rarement dépourvues de discontinuités géométriques; celles-ci engendrent des concentrations de contraintes. Pour concevoir le design des entailles, il est important, pour des raisons exposées plus loin, de se rapprocher tant que faire se peut des configurations géométrie/sollicitation d'une pièce en service, en l'occurrence le pied de denture d'une dent d'engrenage, d'une éprouvette de flexion rotative et d'une entaille sévère. Par conséquent, le *design* de l'éprouvette nécessite de calculer pour une géométrie donnée la distribution de contraintes à partir du fond d'entaille et d'ajuster la géométrie jusqu'à ce

que la distribution calculée s'approche de celle désirée. Malgré l'existence d'expressions analytiques présentées au chapitre II, seul un calcul par éléments finis permet d'obtenir avec précision la distribution de contrainte élastique ou élastoplastique à partir d'une entaille axisymétrique dans une éprouvette de dimensions finies.

5.2 PRÉSENTATION DU LOGICIEL FORGE 2

Le logiciel Forge 2 a été développé par le CEMEF de l'École des Mines de Paris depuis le début des années 1980. Ce logiciel est dédié à la simulation par éléments finis des écoulements élasto-viscoplastiques se produisant lors de la mise en forme de produits longs ou de pièces avec une symétrie de révolution.

La déformation plastique étant irréversible et incrémentale, la connaissance de l'état initial et de l'état final de la pièce formée ne permet pas de décrire un processus de déformation. Il faut connaître l'histoire des contraintes et déformations. C'est cette histoire que le logiciel calcule à l'aide d'une discrétisation par éléments finis de la pièce en cours de déformation et d'une discrétisation temporelle, associée à des incréments de déformation, du processus de mise en forme. Forge 2 permet notamment la simulation du forgeage, du laminage (à chaud ou à froid) et de l'extrusion.

5.2.1 BASES THÉORIQUES DU CALCUL DE DÉFORMATION

En mise en forme, la déformation élastique est souvent négligeable devant la déformation plastique. L'hypothèse d'un matériau rigide plastique permet souvent de simplifier la résolution du problème et de diminuer le temps de calcul. La modélisation du procédé de mise en forme nécessite la connaissance de la mécanique des milieux continus, de la loi de comportement du matériau et des conditions de frottement. Les bases théoriques présentées dans ce paragraphe ont été développées principalement par Chenot (Chenot 1988, 1993, 1998; Coupez *et al.* 1991).

5.2.1.1 Lois de comportement

Quand la déformation élastique est négligée, un modèle rigide viscoplastique de Norton-Hoff est utilisé. La contrainte d'écoulement σ_0 est la même dans toutes les directions. Elle dépend de la vitesse de déformation, de la température et de la déformation totale. La loi de comportement unidimensionnelle s'écrit :

$$\sigma_0 = K(\varepsilon, T)\sqrt{3}\left(\sqrt{3}\dot{\varepsilon}\right)^m \qquad \text{Équation 5. 1}$$

avec K, la consistance du matériau

m, le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation

$\dot{\varepsilon}$, la vitesse de déformation

Pour un matériau isotrope, la loi précédente se généralise en trois dimensions :

$$\mathbf{s} = 2K\left(\sqrt{3}\dot{\bar{\varepsilon}}\right)^{m-1}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \qquad \text{(Norton-Hoff)} \qquad \text{Équation 5. 2}$$

$\mathbf{s}$ est le déviateur du tenseur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$, $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$ est le tenseur vitesse de déformation et $\dot{\bar{\varepsilon}}$, la vitesse de déformation généralisée, s'écrit :

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = \left(\frac{2}{3}\sum_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij}^2\right)^{1/2} \qquad \text{Équation 5. 3}$$

L'intégration dans le temps de la vitesse de déformation généralisée donne une déformation généralisée :

$$\bar{\varepsilon} = \int\dot{\bar{\varepsilon}}(t)dt \qquad \text{Équation 5. 4}$$

La consistance K dépend des conditions thermomécaniques, c'est-à-dire de la déformation généralisée et de la température T. Si l'effet de la température est négligeable, elle peut s'écrire par exemple sous la forme :

$$K = K_0\bar{\varepsilon}^n \qquad \text{Équation 5. 5}$$

avec n, le coefficient de sensibilité à l'écrouissage

L'écrouissage, ou durcissement des matériaux à mesure qu'on les déforme plastiquement, est pris en compte par une loi puissance.

L'élasticité peut être prise en compte en postulant l'additivité des contributions élastiques et plastiques du tenseur des vitesses de déformation :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\mathbf{e}} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\mathbf{p}} \qquad \text{Équation 5. 6}$$

La contribution élastique vérifie la loi de Hooke, écrite en termes de vitesses (dérivées par rapport au temps des différentes grandeurs), pour un comportement élastique linéaire :

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \sum_i \dot{\varepsilon}_{ii}^{e} \mathbf{I} + \frac{E\nu}{(1+\nu)} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\mathbf{e}} \qquad \text{Équation 5. 7}$$

La contribution plastique, quant à elle, vérifie la loi de comportement de Norton-Hoff ou reste nulle dans le cas d'un retour élastique.

En mise en forme, le frottement entre le métal en cours de déformation et l'outil joue un rôle important. L'outil se déplace à une vitesse imposée v_{outil} et les points de la pièce en contact avec l'outil à une vitesse v. Il existe une cission de frottement τ qui s'oppose au glissement du métal à la surface de l'outil et qui peut être décrite par une relation de la forme :

$$\vec{\tau} = -\alpha_f \mathrm{K} \frac{\Delta\vec{\mathrm{v}}}{|\Delta\vec{\mathrm{v}}|}^{1-p} \qquad \text{avec} \quad \Delta\vec{\mathrm{v}} = \vec{\mathrm{v}} - \vec{\mathrm{v}}_{\mathrm{outil}} \qquad \text{Équation 5. 8}$$

p est l'indice de sensibilité à la vitesse de glissement et α_f le coefficient de frottement. Le contact vérifie la condition sur le glissement tangentiel, ou condition de non pénétration du métal dans l'outil, et la condition de contact :

$$(\vec{v} - \vec{v}_{outil})\vec{n} = 0 \text{ et } (\vec{\sigma} \cdot \vec{n})\vec{n} < 0 \qquad \text{Équation 5. 9}$$

avec $\vec{n}$, la normale à la surface de l'outil

5.2.1.2 Formulation mécanique du problème

L'équilibre dynamique s'écrit en négligeant les forces de masse et d'inertie : $div(\boldsymbol{\sigma}) = 0$. Il peut également s'exprimer sous une forme intégrale équivalente pour tout champ de vitesse virtuel $\vec{v}^*$ auquel est associé un tenseur des vitesses de déformation $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^*$. En tenant compte de la loi de comportement et du frottement, le théorème des puissances virtuelles s'écrit :

$$\int_{\Omega} \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^* dV - \int_{d\Omega^{\sigma}} \vec{T}^d \cdot \vec{v}^* dS - \int_{d\Omega^f} \vec{\tau} \cdot \vec{v}^* dS = 0 \qquad \text{avec} \quad \vec{T}^d = \boldsymbol{\sigma} \cdot \vec{n} = \vec{T} \qquad \text{Équation 5. 10}$$

Ω est le domaine occupé par la pièce, $d\Omega^{\sigma}$ est la frontière de Ω où un vecteur contrainte est imposé et $d\Omega^f$ est la surface de frottement. Le problème est résolu à l'aide d'une formulation variationnelle. Pour le cas rigide-viscoplastique, on démontre que le champ de vitesse solution est celui qui minimise la fonctionnelle :

$$\phi(\vec{v}) = \int_{\Omega} \frac{K}{m+1} \left(\sqrt{3}\dot{\bar{\varepsilon}}\right)^{m+1} - \int_{d\Omega^{\sigma}} \vec{T}^d \vec{v} dS + \int_{d\Omega^f} \frac{\alpha_f K}{p+1} |\Delta \vec{v}|^{p+1} dS \qquad \text{Équation 5. 11}$$

Le champ solution doit également respecter l'incompressibilité dans le domaine Ω, les conditions aux limites de glissement tangentiel avec une loi de frottement imposée sur $d\Omega^f$ et de force nulle ($\vec{T} = \boldsymbol{\sigma} \cdot \vec{n} = \vec{0}$) sur la surface libre. Pour simplifier la résolution du problème, l'incompressibilité est imposée sous forme d'un terme dit de pénalisation qui s'ajoute à l'expression de la fonctionnelle :

$$\phi_p(\vec{v}) = \phi(\vec{v}) + \int_{\Omega} \frac{\rho_p K}{2} (div(\vec{v}))^2 dV \qquad \text{Équation 5. 12}$$

ρ_p, le facteur de pénalisation, est un nombre largement positif.

5.2.1.3 Discrétisation spatiale par éléments finis

Le volume de la pièce, ou domaine Ω, est discrétisé en éléments géométriques simples comme, par exemple, des triangles à 6 noeuds. Pour chaque élément, sont définies des fonctions d'interpolation nulles en tous noeuds sauf un où elles prennent la valeur 1. Ces

fonctions locales définissent une fonction globale ou facteur de forme N_n pour chaque noeud n de coordonnée X_n qui s'annule en dehors des éléments contenant le noeud n. Le problème mécanique et, s'il y a lieu, le problème thermique sont résolus séparément en chaque point. Soit $\vec{v}_n$, le vecteur vitesse au noeud n. À tout instant t, le champ de vitesse interpolé sur le domaine Ω s'écrit :

$$\vec{v} = \sum_n \vec{v}_n N_n \qquad \text{Équation 5. 13}$$

Le problème se résume à la détermination d'un nombre fini d'inconnues, les vitesses aux noeuds du maillage. Le champ de vitesse solution doit minimiser la fonctionnelle discrétisée et vérifier les conditions aux limites. Un ensemble d'équations algébriques non linéaires est ainsi obtenu. Le système non linéaire est résolu par la méthode itérative de Newton-Raphson. Une fois le champ de vitesse connu, le tenseur des vitesses de déformation peut être calculé.

5.2.1.4 Résolution dans le temps ou discrétisation temporelle

Le champ de vitesse est intégré dans le temps en utilisant une formulation dite lagrangienne réactualisée et un schéma d'intégration explicite. Le temps est découpé en intervalles Δt. Pendant Δt, la configuration du problème, c'est-à-dire les coordonnées $X(t)$, le contact avec l'outil et le champ de vitesse solution, est supposée constante. La boucle de calcul consiste à répéter les deux étapes suivantes jusqu'à ce que soit atteinte la hauteur finale de l'outil définie avant le calcul :

- À partir de la configuration au temps t, calculer le champ de vitesse solution et les tenseurs de vitesse de déformation et de contrainte correspondants.
- Actualiser la configuration pour l'incrément suivant :

$$\vec{X}_n^{t+\Delta t} = \vec{X}_n^t + \Delta t \cdot \vec{v}_n^t \qquad \text{et } \bar{\varepsilon}_n^{t+\Delta t} = \bar{\varepsilon}_n^t + \Delta t \cdot \dot{\bar{\varepsilon}}_n^t \qquad \text{Équation 5. 14}$$

À moins d'une évolution du contact, le pas de temps est déterminé par l'accroissement de déformation moyenne ou maximal permis par incrément.

5.2.2 ASPECTS PRATIQUES DE LA SIMULATION À L'AIDE DE FORGE 2 (V2.8)

5.2.2.1 Organisation du logiciel

La simulation de la mise en forme à l'aide du logiciel Forge 2 comporte trois étapes : la mise en données du problème à modéliser, le calcul proprement dit et le dépouillement des résultats.

La mise en données nécessite trois modules. Le maillage (MAYEUR) contient la description physique (contour de la pièce et conditions de symétrie) et la description numérique (finesse des éléments et répartition des noeuds sur la frontière de la pièce) de l'ébauche au début de la simulation. Le maillage est généré automatiquement avec des éléments triangulaires à six noeuds dont les fonctions d'interpolation sont quadratiques (côtés courbes). Dans un premier temps, la surdiscrétisation du contour consiste à définir la taille minimale que peut prendre un élément sur la frontière et à définir ainsi les points d'ancrage du maillage. Les éléments frontières sont définis en fonction du niveau de précision souhaité, de la courbure des éléments, de leur taille et de la variation de taille permise entre deux éléments voisins. À partir de ces critères, choisis par l'utilisateur, les noeuds frontières sont construits par un processus itératif. Dans un deuxième temps, les éléments internes sont générés à partir des éléments frontières et dans la direction perpendiculaire à la frontière considérée. Le taux de raffinement, choisi par l'utilisateur, limite la progression en taille des éléments. L'outillage, sa géométrie et ses conditions cinématiques, c'est-à-dire sa vitesse et sa course, est défini dans le module CREOUT. L'outil est décrit en termes d'évolution hauteur-temps. Le pilotage se fait ici à vitesse constante et imposée. Les données générales, le coefficient de frottement α_f, la rhéologie du matériau (m', K, E...) ainsi que les critères de convergence et le pas de temps de la discrétisation temporelle, sont introduits par l'utilisateur dans un fichier formaté (.DON) qui peut être édité.

La simulation ou le calcul proprement dit, au temps t, du champ de vitesse aux noeuds du maillage puis des tenseurs de vitesse de déformation et de contrainte correspondants est réalisé. Les termes de la fonctionnelle sont discrétisés par la méthode des éléments

finis sur chaque élément du domaine Ω. Les grandeurs du calcul sont évaluées à partir de leurs valeurs aux noeuds du maillage. Le temps est ensuite incrémenté de Δt (selon le critère imposé dans le fichier rhéologie) et la configuration X et ε est réactualisée à $t+\Delta t$. Le champ de vitesse est calculé de nouveau. Le processus est répété jusqu'à ce que l'outil arrive au bout de sa course. Pendant le calcul, Forge 2 écrit les résultats à chaque incrément de temps dans un fichier incréments (.INC).

Le dépouillement des résultats du calcul utilise le module ou postprocesseur ISOFOR2 qui lit le fichier incréments (.INC) et génère les dessins de l'ébauche et du maillage déformé, de la distribution des déformations et des contraintes et de l'évolution de la force de forgeage.

5.2.2.2 Option de remaillage multimatériau

L'option de remaillage multimatériau de Forge 2 V2.8 permet d'effectuer un calcul avec une pièce composée de plusieurs matériaux. À chaque matériau correspond un comportement rhéologique défini dans le fichier de données rhéologiques global et un contour. Le maillage est réalisé sur les différents contours simultanément. À chaque incrément de temps, le maillage doit maintenir l'interface entre les différents matériaux et assigner à chaque élément une variable permettant de définir à quel matériau il appartient. En cas de déformation importante, un remaillage peut être nécessaire. Celui-ci doit conserver les interfaces.

5.2.3 VALIDATION DE FORGE 2 ÉLASTOPLASTIQUE

5.2.3.1 Comparaison avec le code Abaqus

Le logiciel Forge 2 a été développé pour la modélisation de procédés de mise en forme de pièces bidimensionnelles planes ou de pièces axisymétriques soumises à de grandes déformations. Le logiciel Abaqus est plus généraliste et constitue une référence pour les calculs non linéaires.

Demurger et Brethenoux (1998) comparent les deux codes dans le cadre de la traction à vitesse constante et à froid d'une éprouvette dotée d'une entaille semi-circulaire axisymétrique. Une formulation élastoplastique de la loi de comportement isotherme est utilisée et l'écrouissage est formulé de façon empirique. Le résultat du calcul en termes de courbes force-déplacement est identique pour les deux codes. Les isovaleurs de déformation plastique généralisée et de contrainte équivalente sont également comparables. En fait, les seuls écarts observés entre les deux calculs portent sur les valeurs extrémales des grandeurs calculées. Un écart est observé entre les deux logiciels pour un même type de maillage (triangles) mais aussi au sein du seul logiciel Abaqus pour deux maillages différents (quadrangles *vs* triangles). « Les valeurs extrémales sont des interpolations des valeurs calculées aux points d'intégration. » (*Ibid.*) Par conséquent, elles dépendent plus de la finesse du maillage et donc de la rigueur de l'interpolation que de la justesse du calcul. Demurger et Brethenoux concluent de leur étude que la référence Abaqus valide le logiciel Forge 2 (version V2.5) pour un calcul élastoplastique.

5.2.3.2 Cas analytique simple : déformation élastique d'un barreau cylindrique sollicité en traction

Afin d'estimer la précision du calcul Forge 2 dans le domaine élastique, un essai de traction monotone a été simulé sur une éprouvette cylindrique de 9,5 mm de diamètre. Un contact bilatéral glissant est imposé avec l'outil afin de reproduire l'encastrement de l'éprouvette dans les mors à ses deux extrémités. Un contact glissant avec $\alpha_f = 0$ implique que les zones en contact génèrent une cission de frottement nulle, tandis que l'option de contact bilatéral empêche, en cas de traction, les nœuds du maillage de décoller de l'interface métal/outil. Les caractéristiques mécaniques de l'acier 4140, telles que le module d'Young, la contrainte d'écoulement et le coefficient de Poisson, sont introduites dans le fichier de données rhéologiques utilisé par le calcul.

En considérant seulement la déformation élastique, les forces et les contraintes axiales calculées par Forge 2 se comparent aisément aux valeurs analytiques exactes. Le tableau

5.1 montre qu'au premier incrément de calcul, la valeur de contrainte calculée est exacte jusqu'à trois décimales près. La précision du calcul diminue avec le nombre d'incréments mais l'erreur reste faible de l'ordre de 1 MPa. Ce cas analytique simple permet de valider le logiciel dans le domaine élastique. Forge 2 est donc un outil approprié pour le calcul des distributions de contraintes élastiques à partir d'un fond d'entaille où un seul incrément de calcul suffit.

Tableau 5. 1. Vérification de Forge 2 pour un cas élastique simple

VALEURS FORGE 2				VALEURS ANALYTIQUES			
Temps t (s)	Hauteur h (mm)	Force F (N)	Contrainte σ (MPa)	Hauteur h (mm) $h = h_0+v.t$	Déformation e (mm/mm) $e = (h-h_0)/h_0$	Contrainte σ (MPa) $\sigma = E.e$	Force F (N) $F/A = \sigma$
0	9,525000	0	0	9,525000	0	0	0
8,2E-04	9,525825	1234,185	17,321	9,525825	8,660E-05	17,321	1234,186
1,9E-03	9,526898	2840,672	39,868	9,526899	1,993E-04	39,870	2840,958
3,0E-03	9,527972	4446,879	62,415	9,527973	3,121E-04	62,421	4447,871
4,0E-03	9,529047	6052,868	84,962	9,529047	4,249E-04	84,975	6054,963
5,1E-03	9,530121	7658,641	107,509	9,530121	5,377E-04	107,532	7662,237
6,2E-03	9,531196	9264,197	130,055	9,531196	6,505E-04	130,090	9269,693

5.3 DONNÉES DES CALCULS

5.3.1 RHÉOLOGIE DE L'ACIER 4140

La rhéologie de l'acier 4140 (E, ν, R_e) est extraite des essais de traction présentés au tableau 4.2 du chapitre IV. La dépendance à la vitesse de déformation est négligée ($m = 0$) ainsi que l'aspect thermique du calcul.

5.3.1.1 Acier 4140 de base

La limite d'élasticité cyclique du métal de base est supposée égale à 600 MPa pour la raison exposée au chapitre IV. Plusieurs lois d'écrouissage ont été utilisées. Dans un premier temps, les paramètres K_0 et c_1 d'une loi d'écrouissage linéaire, de même pente que la loi d'écrouissage monotone expérimentale (figure 5.1), sont ajustés à l'aide de la courbe de traction :

$K = K_0(1 + c_1\bar{\varepsilon})$ avec $K_0 = \sigma_o/\sqrt{3} = 600/\sqrt{3}$ MPa et $c_1 = 5{,}17$ Équation 5. 15

Le logiciel Forge 2 offre également la possibilité d'utiliser une loi d'écrouissage linéaire puissance qui permet de reproduire de façon plus réaliste qu'avec la loi linéaire (5.15) le comportement du matériau aux faibles déformations. Les coefficients c_2 et n_2 ci-après sont ajustés sur la courbe de traction monotone ou sur une courbe de traction-compression cyclique extraite de la littérature pour un acier 4140 comparable à celui de cette étude (Bruder et Seeger 1995) selon qu'on cherche à reproduire le comportement monotone ou en fatigue de l'acier. Le seuil d'écoulement est ajusté à 800 ou 600 MPa selon le cas considéré. Les lois d'écrouissage utilisées sont représentées sur la figure 5.1.

Loi d'écrouissage linéaire puissance : $K = K_0(1 + c_2\bar{\varepsilon}^{n_2})$

Loi monotone : $K = \frac{800}{\sqrt{3}}(1 + 0{,}75\bar{\varepsilon}^{0.2})$ Équation 5. 16

Loi cyclique : $K = \frac{600}{\sqrt{3}}(1 + 3{,}6403\bar{\varepsilon}^{0.4785})$ Équation 5. 17

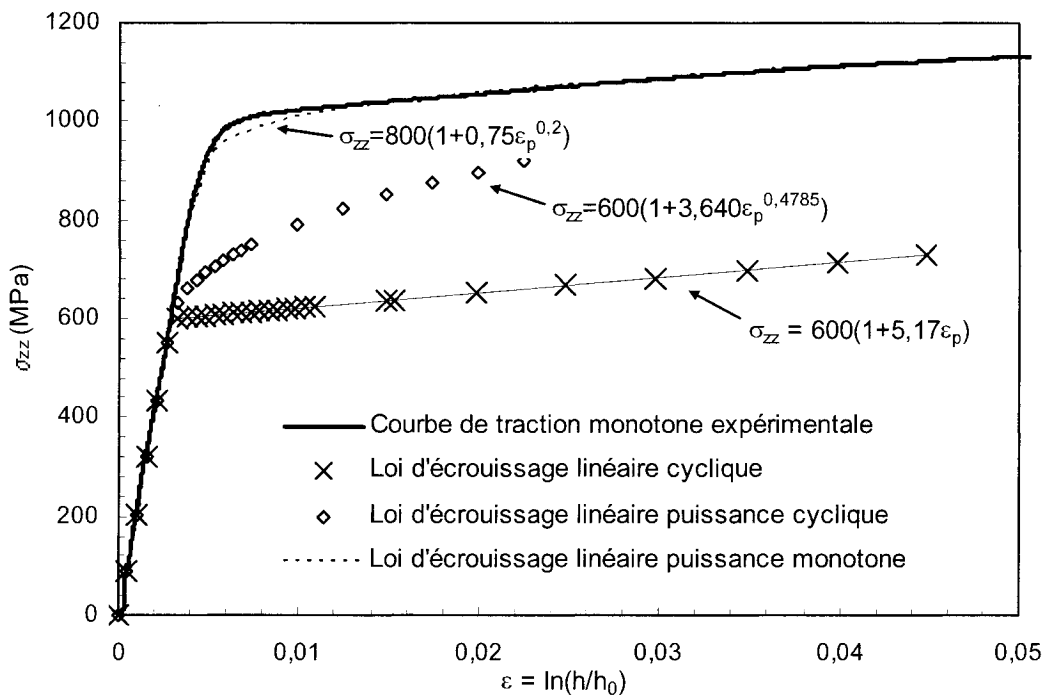


Figure 5. 1. Vérification de Forge 2 avec les lois d'écrouissage 5.15, 5.16 et 5.17

5.3.1.2 Acier 4140 nitruré à cœur

Les essais de traction monotone ont montré que la couche avait des propriétés élastiques voisines de celles de l'acier de base à savoir un même module d'Young et même coefficient de Poisson. Pour un matériau aussi dur que l'acier nitruré, la limite d'élasticité monotone est une bonne approximation de la limite d'élasticité cyclique. L'écrouissage de la couche est donc négligé car sa limite d'élasticité est proche de sa contrainte de rupture.

5.3.2 CONSIDÉRATIONS GÉNÉRALES SUR LE MAILLAGE

Pour des raisons de symétrie, seul un quart du contour de l'éprouvette est dessiné dans Mayeur. Un maillage automatique composé de triangles à six nœuds est utilisé.

5.3.2.1 Éprouvette lisse bimatériau

L'épaisseur du cylindre creux simulant la couche est assimilée à la valeur approchée de la profondeur de nitruration conventionnelle, profondeur à laquelle la dureté est supérieure de 100 HV à celle du cœur. Le matériau du cœur et le matériau de couche sont supposés homogènes à l'intérieur de chaque cylindre. En observant les profils de microdureté de la figure 4.7, on estime l'épaisseur de la couche mince à 200 µm, celle de la couche moyenne à 400 µm et celle de la couche profonde à 600 µm.

Le maillage est affiné autant que possible à l'interface entre la couche et le cœur. Pour ce faire, la hauteur du cylindre représentatif du fût cylindrique de l'éprouvette est abaissée jusqu'à 1 mm pour la couche profonde et 2 mm pour les couches mince et moyenne (figure 5.2); un nombre de nœuds trop élevé rend le calcul trop lourd voire impossible. Une boîte de maillage plus fin est définie sur l'interface; à l'intérieur de cette boîte, la taille maximale d'éléments permise est de 20 µm pour la couche mince, de 40 µm pour la couche moyenne et de 30 µm pour la couche profonde. La diminution de la taille d'éléments permet de diminuer la fluctuation de la contrainte σ_{zz} sur l'interface. De part et d'autre de l'interface, la contrainte calculée est uniforme conformément au résultat attendu et la taille d'éléments a peu d'effet sur le calcul.

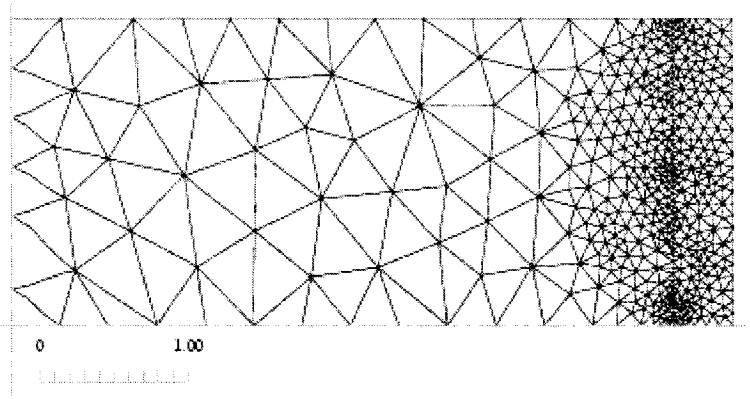


Figure 5. 2. Maillage de l'éprouvette bimatériau pour une couche moyenne (dimensions en mm)

5.3.2.2 Éprouvette entaillée

La taille des éléments du maillage se répercute sur la précision de la contrainte σ_{zz} calculée dans la zone la plus critique, c'est-à-dire en fond d'entaille. Pour une entaille en V axisymétrique de 0,2 mm de rayon de courbure, la taille des éléments joue tout particulièrement sur la distribution des contraintes dans les vingt premiers micromètres sous la surface du fond d'entaille (figure 5.3). L'ajout d'une boite de maillage plus fin dans la zone de plus grande déformation améliore la précision des grandeurs calculées dans cette zone, notamment leurs valeurs maximales en surface. Toutefois, les résultats convergent rapidement. Une taille d'éléments plus fine que 25 µm n'amène pas d'amélioration significative sur le calcul de la distribution de contraintes en avant du fond d'entaille.

Un exemple de maillage utilisé est présenté à la figure 5.4.a. L'utilisation de boîtes de maillage permet d'imposer une taille d'éléments très petite à la périphérie de l'entaille par rapport à la taille d'éléments utilisée dans le reste de la pièce. Au fur et à mesure qu'on s'éloigne du point chaud ou de la zone critique (figure 5.4.b), la taille d'élément maximale permise est graduellement augmentée par définition de nouvelles boîtes de maillage.

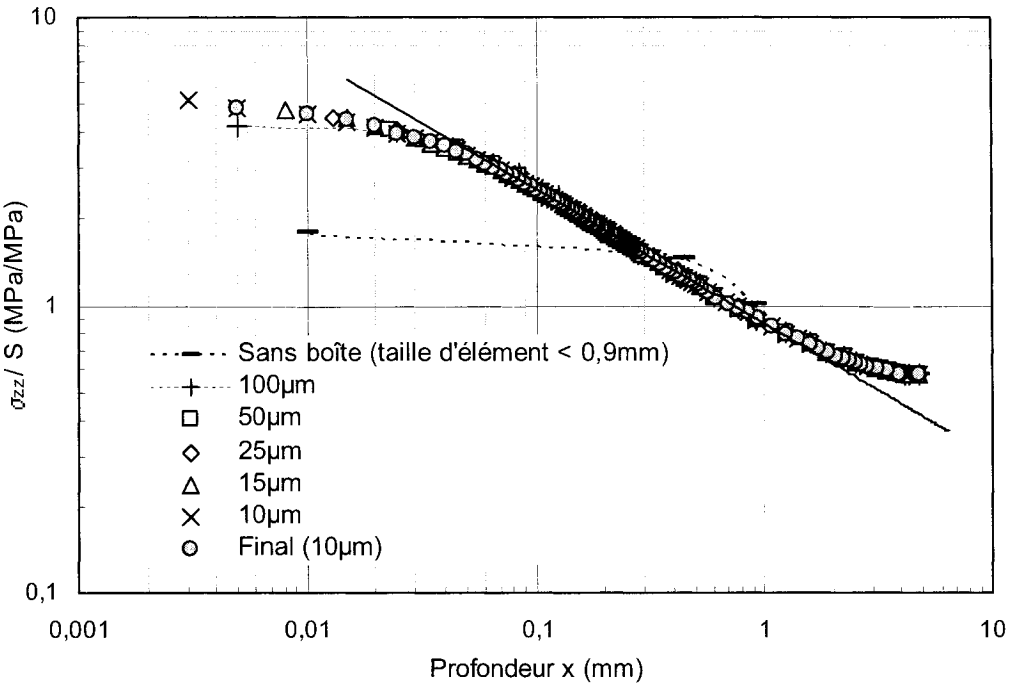


Figure 5. 3. Effet de la taille des éléments du maillage sur le gradient de contrainte au fond d'une entaille en V de rayon 0,2 mm

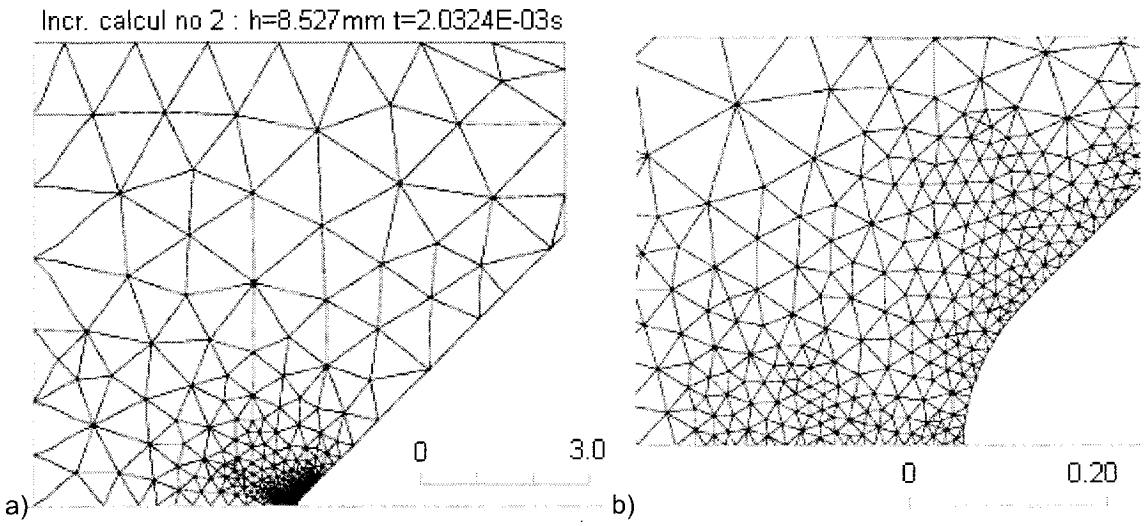


Figure 5. 4. (a) Exemple de maillage pour une entaille en V de rayon 0,2 mm et (b) agrandissement de la zone critique (dimensions en mm)

5.4 APPLICATION AU COMPORTEMENT D'UN BIMATÉRIAU OU À L'INFLUENCE DE LA PROFONDEUR DE NITRURATION

Un calcul par éléments finis utilisant l'option de remaillage multimatériau de Forge 2 V2.8 permet d'illustrer le comportement bimatériau, sur bord lisse, de l'acier nitruré et, ainsi, de mieux comprendre l'influence de la profondeur de diffusion.

5.4.1 DESCRIPTION DE L'ÉTAT DE CONTRAINTES AU SEIN DU BIMATÉRIAU

Le calcul est d'abord réalisé avec une loi d'écrouissage linéaire (5.15). Tant que la limite d'élasticité du cœur n'est pas dépassée, le cœur et la couche sont soumis à une même déformation élastique et présentent une même contrainte axiale σ_{zz} sur toute la section de l'éprouvette. Puis, quand le cœur commence à se déformer plastiquement, un état de contrainte triaxial s'instaure du fait de la différence de coefficient de Poisson entre le cœur plastique ($\nu = 0{,}5$) et la couche élastique ($\nu = 0{,}3$) (Qian, *et al.* 1993). Le cœur se contracte plus que la couche élastique qui, de son côté, empêche le cœur de se déformer librement; des contraintes sont générées dans les directions radiale et orthoradiale ou tangentielle. Sur la figure 5.5, la courbe contrainte-déformation du bimatériau (« Bimatériau (S = F/Aire) ») est tracée à partir de la force de externe F calculée par le logiciel que divise l'aire de l'éprouvette et de l'allongement relatif $\Delta h/h_0$ correspondant.

La contrainte axiale σ_{zz} (S_{zz}) est constante d'une part dans la couche et d'autre part dans le cœur. La contrainte radiale σ_{rr} varie d'une valeur nulle en surface à une valeur faiblement positive (moins de 10 MPa) à l'interface entre la couche et le cœur. Elle garde cette même valeur constante à l'intérieur du cœur. La contrainte tangentielle $\sigma_{\theta\theta}$ (Stt) présente un maximum en compression dans la couche, juste derrière l'interface; c'est cette valeur maximale qui est représentée sur la figure 5.5 (« Couche (Stt) »). Elle est équilibrée par une faible contrainte tangentielle de traction répartie dans le cœur (« Cœur (Stt) »). À cause de l'état de contrainte triaxial, la contrainte équivalente (« Seq ») de Von Mises est inférieure à la contrainte axiale σ_{zz} (« Szz ») dans le cœur et elle lui est supérieure dans la couche.

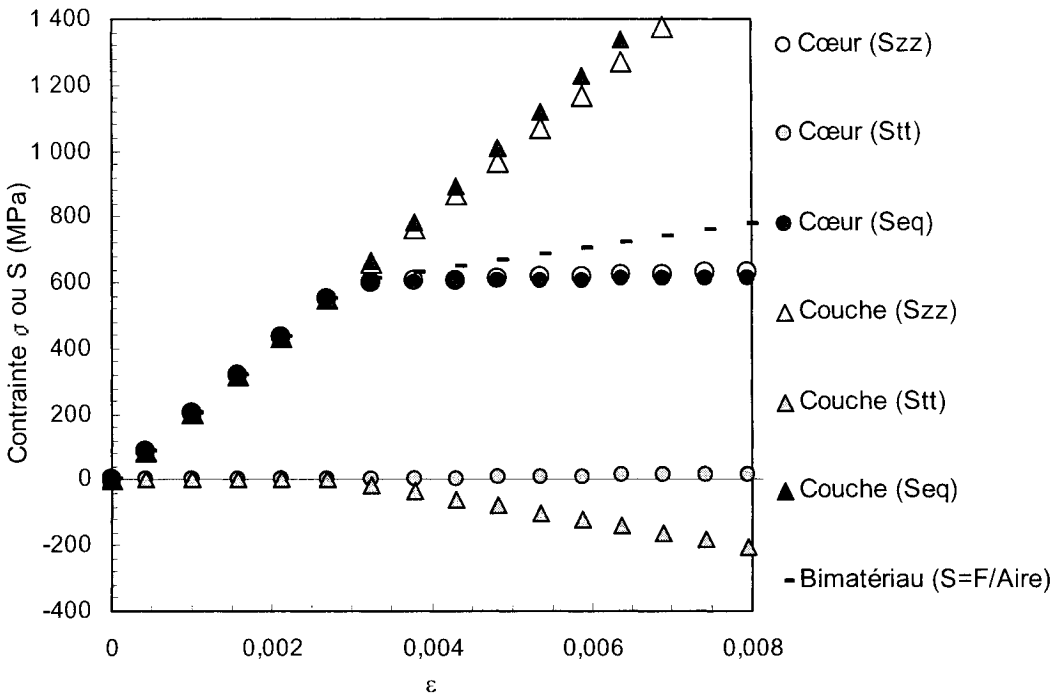


Figure 5. 5. Triaxialité des contraintes due à la différence de coefficient de Poisson entre le cœur et la couche moyenne

Comme l'illustre aussi la figure 5.6, plus le cœur se déforme, plus la contrainte longitudinale σ_{zz} à l'intérieur de la couche élastique augmente ($\sigma_{zz} > S$) alors que la contrainte du cœur est limitée par l'écoulement plastique ($\sigma_{zz} < S$). Pour une force ou une contrainte nominale S ($= F/A$) donnée, le bimatériau est soumis à une déformation d'autant plus grande que la couche est mince. Pour une contrainte nominale de 700 MPa, le bimatériau mince est soumis à une déformation totale de 0,75 % tandis que le bimatériau profond ne subit qu'une déformation totale de 0,48 %. Par conséquent, d'après la loi de Manson-Coffin qui relie la quantité de déformation et la durée de vie d'amorçage, l'amorçage d'une fissure de surface sera plus rapide dans la couche mince que dans la couche profonde. Autrement dit, pour une même durée de vie, le bimatériau profond peut supporter une contrainte plus grande que le métal de base et le bimatériau mince.

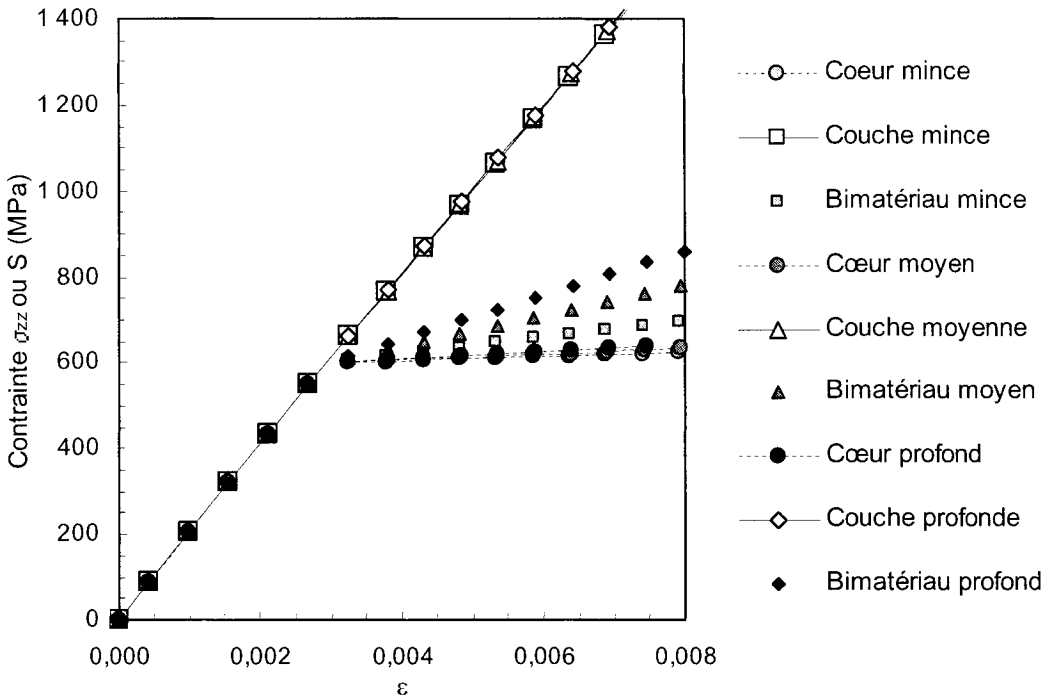


Figure 5. 6. Influence de l'épaisseur de couche sur la courbe de traction du bimatériau

5.4.2 INFLUENCE DE LA RHÉOLOGIE DU CŒUR

Si la loi d'écrouissage linéaire cyclique (5.15) utilisée pour calculer les points des figures 5.5 et 5.6 est remplacée par une loi linéaire puissance monotone (5.16), le calcul par éléments finis reproduit assez fidèlement les courbes de traction monotone expérimentales comme le montre la figure 5.7 bien que la contrainte calculée par l'équation 5.16 sous-estime légèrement la résistance en traction du métal de base. Le modèle bimatériau est validé.

La figure 5.8 représente en traits pleins les résultats des calculs de contrainte/déformation réalisés pour les trois profondeurs de nitruration en utilisant la loi d'écrouissage 5.15. Si on applique au bimatériau une contrainte nominale S égale à 700 MPa, la contrainte locale dans la couche mince dépasse sa résistance statique ($\approx$ 1 300 MPa) alors qu'elle n'est pas atteinte pour les bimatériaux moyen et profond.

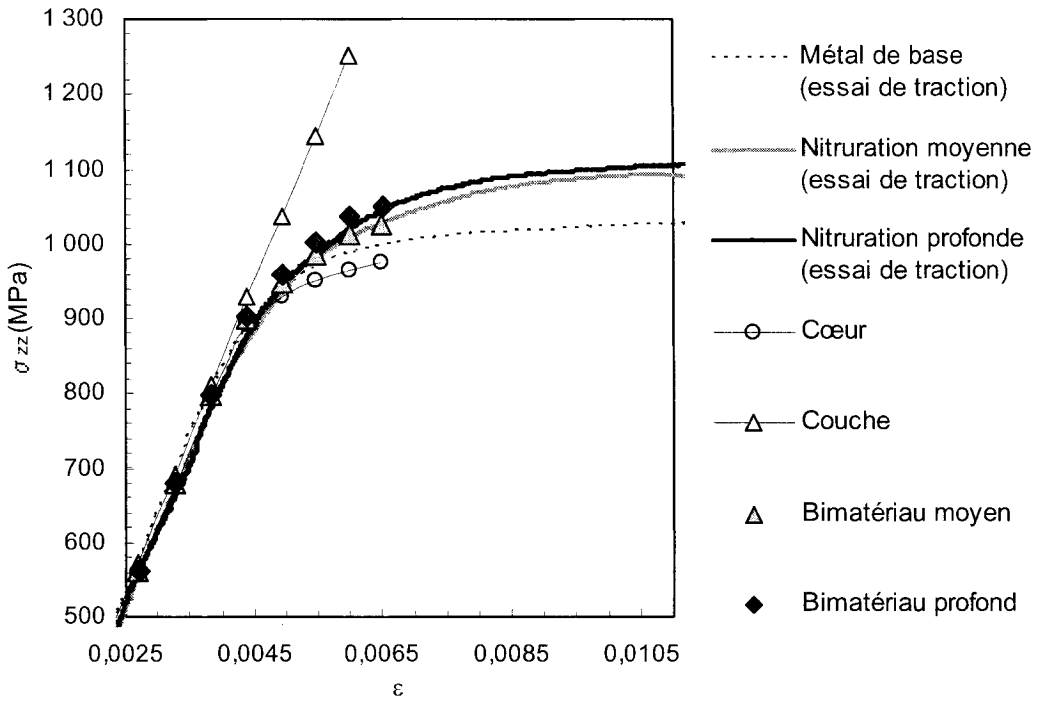


Figure 5. 7. Courbes de traction calculées par E.F. *vs* courbes expérimentales

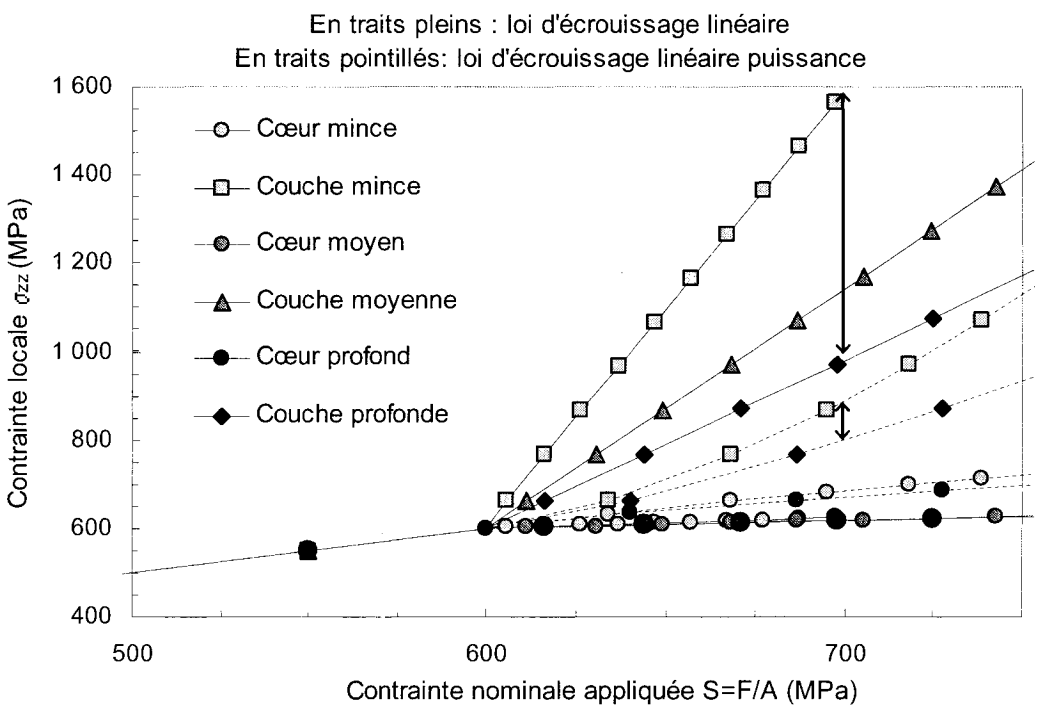


Figure 5. 8. Évolutions de la contrainte σ_{zz} dans le cœur et la couche avec la contrainte nominale appliquée au composite

En utilisant la loi d'écrouissage cyclique (équation 5.17), la différence entre la contrainte locale de la couche mince et celle de la couche profonde pour une même contrainte *S* est nettement plus faible que celle calculée à l'aide de la loi d'écrouissage linéaire. Il est important de connaître le comportement en déformation cyclique du cœur pour estimer de façon quantitative la contrainte à l'intérieur de la couche. Néanmoins, l'hypothèse d'un écrouissage faible voire nul donne une prédiction sécuritaire de la contrainte ressentie par la couche. Le rôle joué par l'écrouissage du cœur se comprend facilement car plus celui-ci s'écrouit, plus il supporte un effort important et moins il transmet de charge à la couche nitrurée.

Indépendamment de la rhéologie exacte du cœur, le calcul bimatériau permet de comprendre les différentes réponses entre d'une part, la couche mince et d'autre part, les couches moyennes et profondes pour une contrainte nominale appliquée supérieure à 600 MPa, la limite d'élasticité cyclique du cœur. Plus la couche est mince, plus elle sera soumise à une contrainte importante quand le cœur se déforme plastiquement. Si le bimatériau est sollicité à une contrainte nominale telle que la contrainte locale s'approche de la résistance en fatigue de la couche, l'amorçage d'une fissure en surface sera favorisé par rapport à rupture interne. Les gains en durées de vie par rapport au métal de base ne sont pas considérables. On peut même imaginer que si la couche subit une déformation plastique (fatigue oligocyclique), la durée de vie d'amorçage devient négligeable devant la durée de vie de propagation d'une fissure à travers la couche et le métal de base. Les contraintes résiduelles de compression, qui ont été négligées lors du calcul mais qui sont susceptibles de ralentir la propagation de fissures amorcées à la surface fragile, vont être relaxées. Si la stabilité des contraintes résiduelles à 700 MPa a été vérifiée pour la couche moyenne, pour la couche mince, elle n'a pas été vérifiée au dessus de 600 MPa. En fatigue oligocyclique, le bimatériau pourrait avoir une durée de vie plus faible que le métal de base même si cela n'a pas été observé expérimentalement lors de cette étude.

5.5 APPLICATION AU DESIGN D'ÉPROUVETTES ENTAILLÉES

La forme d'entaille considérée est représentée sur la figure 5.9. Il s'agit d'une éprouvette cylindrique avec une entaille en V axisymétrique dont l'angle d'ouverture est de 90° et dont le rayon de courbure ρ est le paramètre à ajuster pour obtenir le gradient de contrainte souhaité en fond d'entaille.

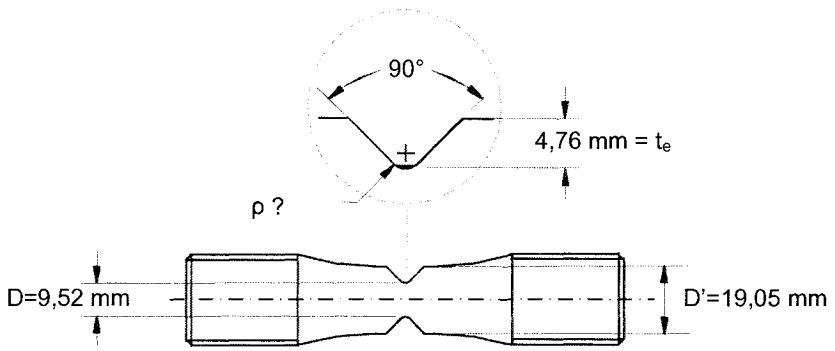


Figure 5. 9. Schéma de l'éprouvette avec entaille en V axisymétrique de rayon ρ

La procédure à suivre pour un maillage optimal de la pièce a été décrite au paragraphe 5.3.2. L'affinement du maillage sur le fond d'entaille permet de mieux estimer la valeur maximale de la contrainte et ainsi de calculer aussi précisément que possible le coefficient de concentration de contrainte théorique K_t.

5.5.1 GÉOMÉTRIES D'ENTAILLE SÉLECTIONNÉES

5.5.1.1 Entaille intermédiaire représentative d'un pied de denture d'engrenage

La première géométrie d'éprouvette entaillée est choisie pour reproduire au mieux la distribution de contrainte qui existe au pied de denture d'un engrenage nitruré dont les caractéristiques nous ont été fournies par la compagnie Nitrex (figure 5.10).

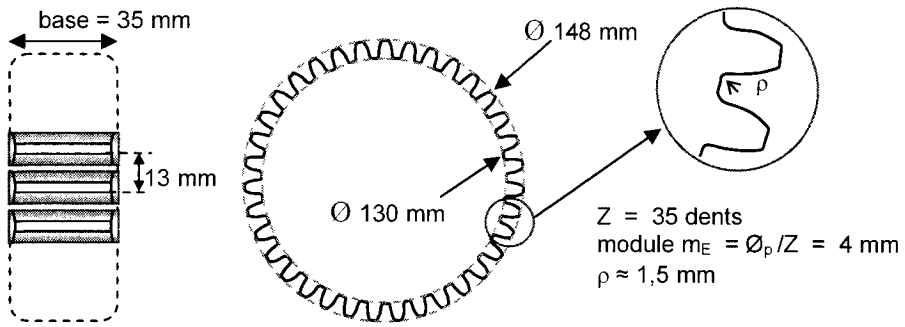


Figure 5. 10. Caractéristiques de l'engrenage de transmission d'une machine utilisée en métallurgie des poudres

Le gradient de contrainte en pied de denture est extrait des travaux de Nicoletto (1993). Ce dernier évalue le gradient de contrainte en fonction du nombre de dents et du module de l'engrenage. L'engrenage considéré est cylindrique à denture droite. Toutes les dimensions de la dent sont données en fonction du module de l'engrenage. Le rayon de courbure en pied de denture ne pouvant être mesuré avec une grande précision, sa valeur exacte (1,52 mm) est déduite de la valeur qui obéirait aux proportions standards $\rho = 0{,}38m_E$ (Dudley 1984) et qui se rapproche le plus de la valeur mesurée. Une dent d'engrenage peut se comparer à une poutre de section variable soumise à une force dont le point d'application, la direction et l'intensité dépendent de la géométrie de la dent. Considérons le cas d'un engrenage de proportions standards ou « normales » (h_d/m_E=1; h_d/m_E=1,25; ρ/m_E=0,38) soumis à une charge *Fn*, qui est appliquée à l'extrémité de la dent sous un angle de pression de 20° (figure 5.11). Nicoletto analyse les contraintes en pied de denture à l'aide de la méthode des potentiels complexes. Il suppose que la direction parallèle à la surface du pied de denture est une bonne approximation de la direction de la contrainte principale maximale. Expérimentalement, on observe qu'une fissure de fatigue s'amorce en pied de denture, au point chaud, puis se propage sur un chemin situé entre la normale à la surface du pied de denture et la base de la dent; la section critique AB de largeur *W* (figure 5.11) est définie par le point de tangence entre une droite formant un angle de 30° avec l'axe central de la dent et le pied de denture. La contrainte normale agissant dans la direction principale est proche de celle agissant sur

la trajectoire inclinée de la fissure. Connaissant le module ($m_E = 4$) et le nombre de dents ($Z = 35$) de l'engrenage, son gradient de contrainte relatif en pied de denture peut être estimé à partir des calculs de Nicoletto reportés sur la figure 5.11. Le gradient, pour un engrenage de 35 dents, n'ayant pas été calculé, il est supposé peu différent de celui pour 30 dents.

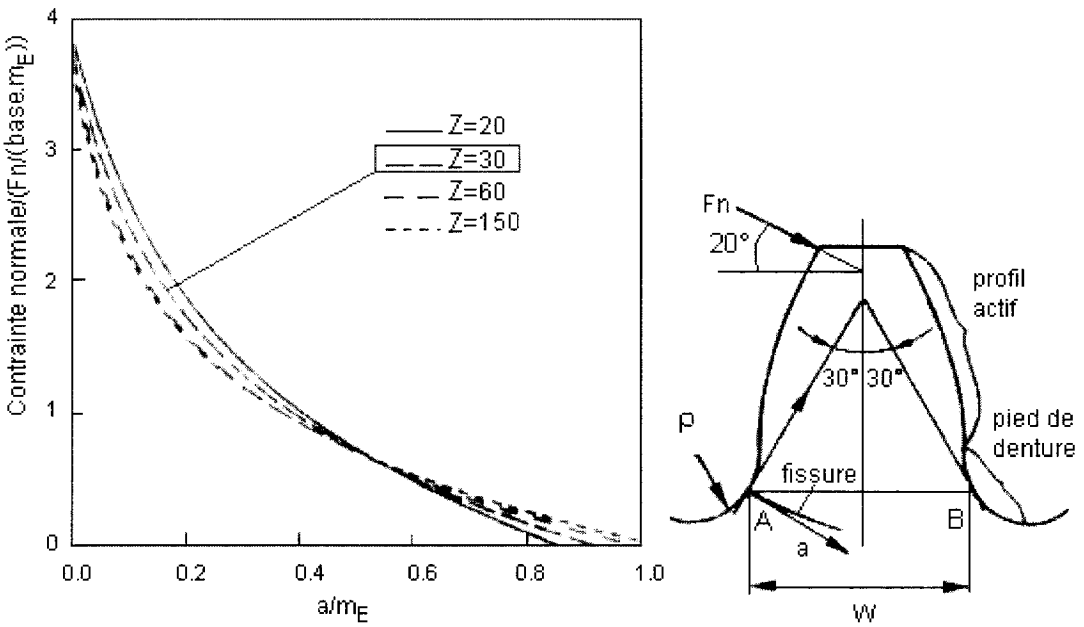


Figure 5. 11. Distribution normalisée des contraintes élastiques en pied de denture en fonction du nombre de dents et du module de l'engrenage (Nicoletto 1993)

D'autre part, le logiciel Forge 2 a été utilisé pour calculer les distributions de contrainte axiale à partir du fond d'entaille de l'éprouvette schématisée sur la figure 5.9. Plusieurs rayons de courbure, compris entre 1 et 2 mm, ont été étudiés pour une profondeur d'entaille et un diamètre de section minimale donnés. Par exemple, un rayon de 1,9 mm donne un gradient trop doux tandis qu'un rayon de 1,25 mm permet de s'approcher assez bien du gradient de contrainte en pied de denture. Toutefois, la plupart des solutions analytiques de la littérature supposent que le gradient de contrainte en fond d'entaille dépend surtout du rayon de courbure et du coefficient de concentration de contrainte théorique. Par conséquent, une éprouvette de même rayon de courbure que le pied de denture de l'engrenage considéré devrait avoir à peu près le même gradient de

contrainte. En effet, le calcul permet de vérifier qu'un rayon de 1,52mm (figure 5.12), identique à celui en pied de denture, permet de reproduire la distribution de contrainte de l'engrenage au moins jusqu'à la profondeur de nitruration (figure 5.15). C'est donc cette géométrie qui a été choisie.

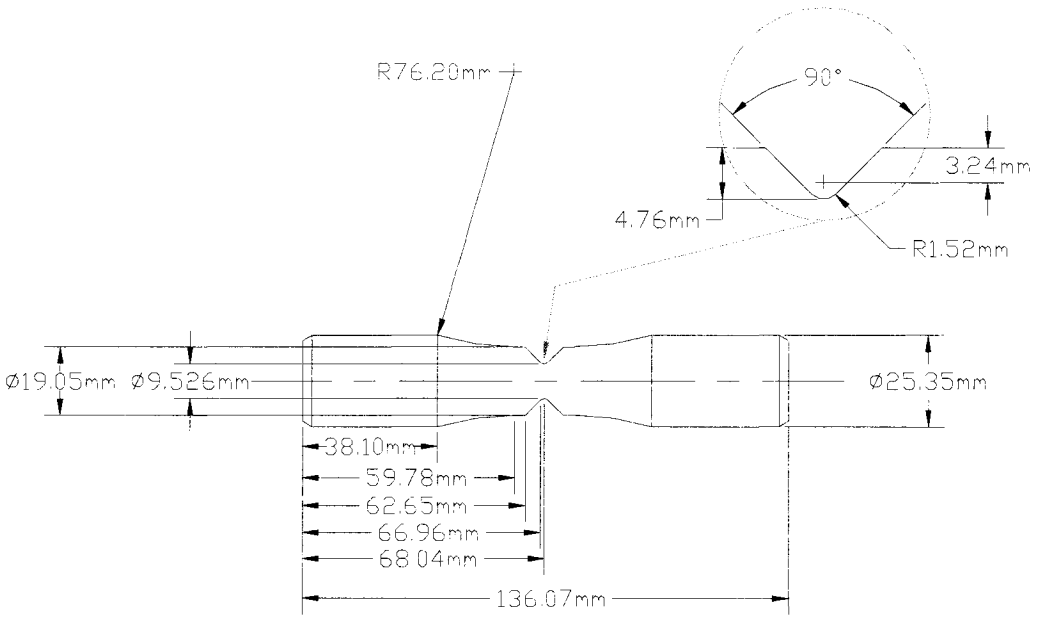


Figure 5. 12. Géométrie de l'éprouvette avec entaille intermédiaire

5.5.1.2 Entaille douce représentative d'une éprouvette de flexion rotative

La deuxième géométrie d'entaille est une entaille douce représentative des essais de flexion rotative sur bord lisse. Les essais en flexion rotative abondent dans la littérature consacrée à la fatigue des aciers traités en surface mais ils ne sont pas représentatifs d'un essai sur une pièce entaillée ni d'un essai sur bord lisse soumis à une contrainte uniforme. Le rayon de courbure en fond d'entaille est sélectionné pour que, au moins dans la couche de diffusion (700 µm), la distribution normalisée (σ_{zz}/K_tS) des contraintes élastiques soit proche de la distribution en flexion (σ_{zz}/S) d'une éprouvette de 4 mm de diamètre (Genel *et al.* 2000; Bell et Loh 1982). Des trois rayons de courbure (1,9 mm, 3,04 mm et 4 mm) testés pour lesquels la distribution de contrainte a été calculée,

l'entaille en V axisymétrique de rayon 3,04 mm (figure 5.13) s'avère la plus apte à remplir ce rôle. Jusqu'à 0,7 mm sous la surface de l'entaille, la distribution de contraintes élastique calculée est proche du gradient en flexion (figure 5.15).

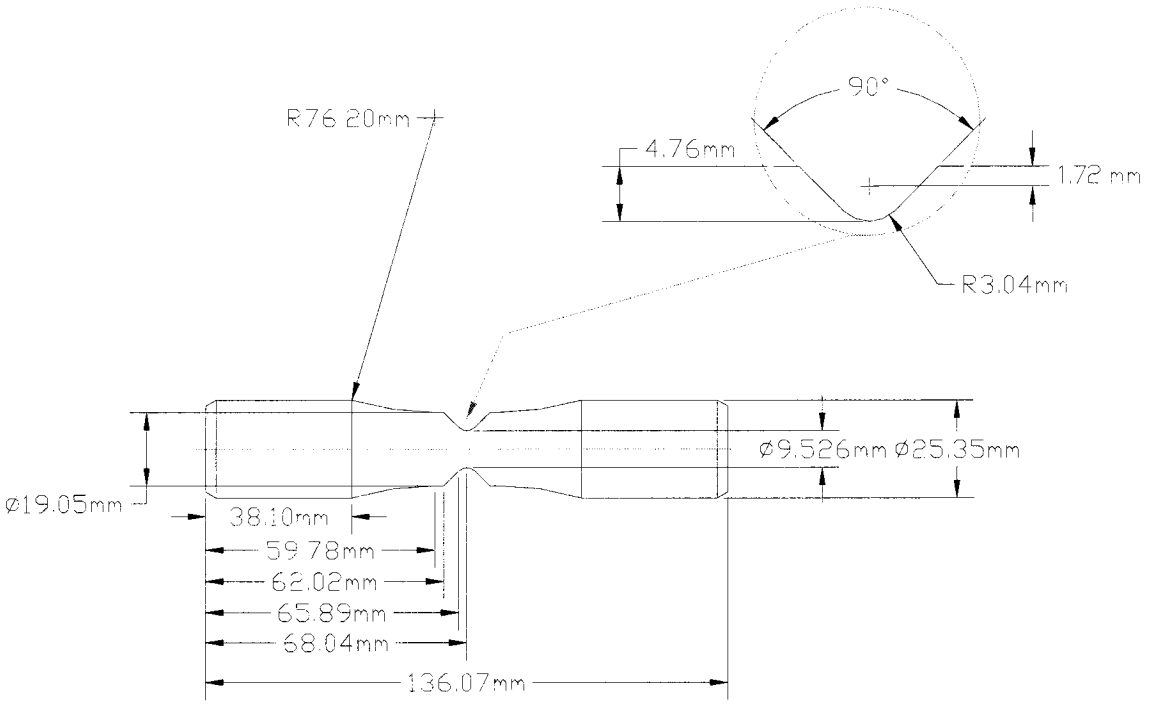


Figure 5. 13. Géométrie de l'éprouvette avec entaille douce

5.5.1.3 Entaille sévère

L'entaille sévère représente ce que l'on pourrait avoir au fond d'une entaille douce si une rayure ou un trait de scie était introduit par inadvertance. Le rayon de courbure n'est pas choisi à partir du calcul de la distribution de contraintes mais il est imposé par le rayon de l'outil employé par l'usineur pour réaliser le fond d'entaille. Il est donc supérieur ou égal à 0,203 mm. Une entaille de rayon nul serait plus sévère encore mais les dimensions seraient difficiles à contrôler et à reproduire d'une éprouvette à l'autre. À partir de cette géométrie d'entaille sévère (figure 5.14), le logiciel Forge 2 permet de calculer la distribution de contraintes et le coefficient de concentration de contraintes théorique K_t (figure 5.15). La contrainte axiale diminue de 50 % en seulement 0,1 mm.

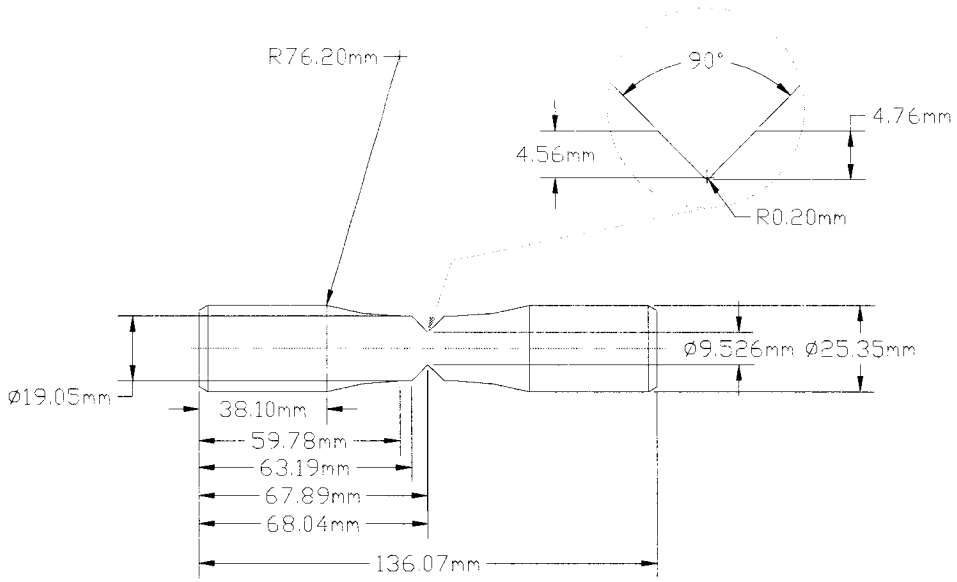


Figure 5. 14. Géométrie de l'éprouvette avec entaille sévère

5.5.2 DISTRIBUTIONS DE CONTRAINTES ÉLASTIQUES À PARTIR D'UN FOND D'ENTAILLE

5.5.2.1 Distributions normalisées de la contrainte axiale élastique pour les trois entailles choisies

Afin de pouvoir comparer les distributions de contraintes entre elles (figure 5.15), on trace ces dernières en les normalisant par rapport à la contrainte maximale en fond d'entaille. Le gradient de flexion d'une éprouvette de 4 mm de diamètre et le gradient de contrainte en pied de denture de l'engrenage représenté sur la figure 5.10 peuvent ainsi être comparés respectivement à l'entaille douce de rayon 3,04 mm et à l'entaille intermédiaire de rayon 1,52 mm.

Pour connaître le coefficient K_t des entailles sélectionnées, on divise la contrainte σ_{zz} en fond d'entaille par la contrainte nominale S, qui est calculée à partir de la force que divise l'aire de la section minimale de l'éprouvette. Le coefficient K_t est égal à 1,65 pour l'entaille douce, à 2,11 pour l'entaille intermédiaire et à 5,03 pour l'entaille sévère (figure 5.16). Les gradients de contrainte relatifs χ associés à ces trois entailles sont, respectivement de l'entaille la plus douce à la plus aiguë, de 0,66, 1,31 et 9,84 mm^{-1}.

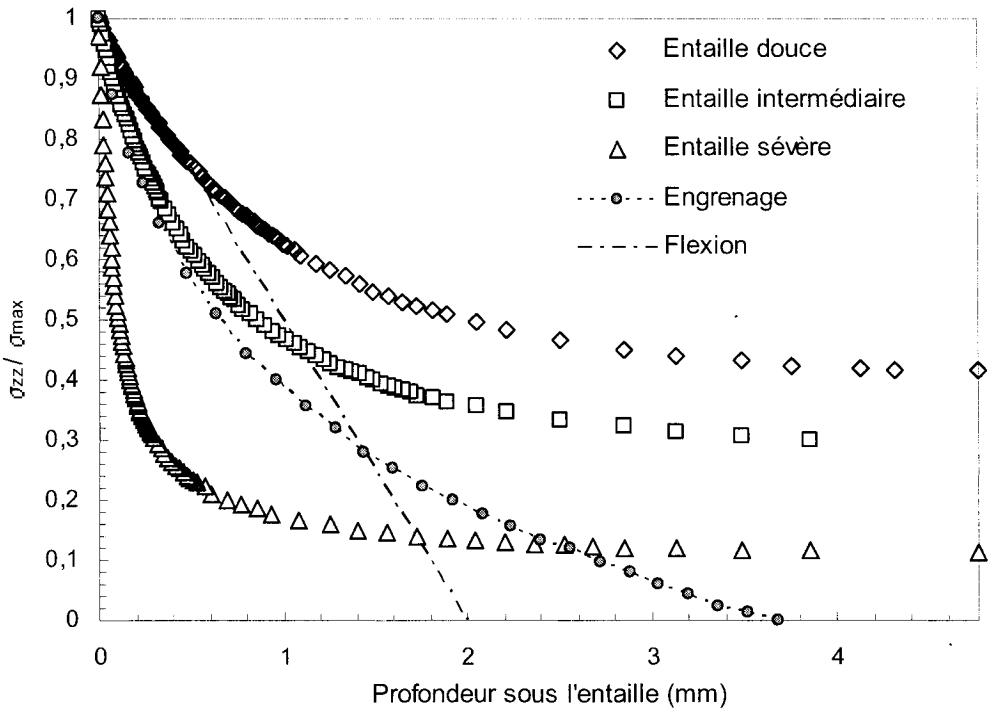


Figure 5. 15. Distributions normalisées des contraintes élastiques au fond des trois géométries d'entailles sélectionnées

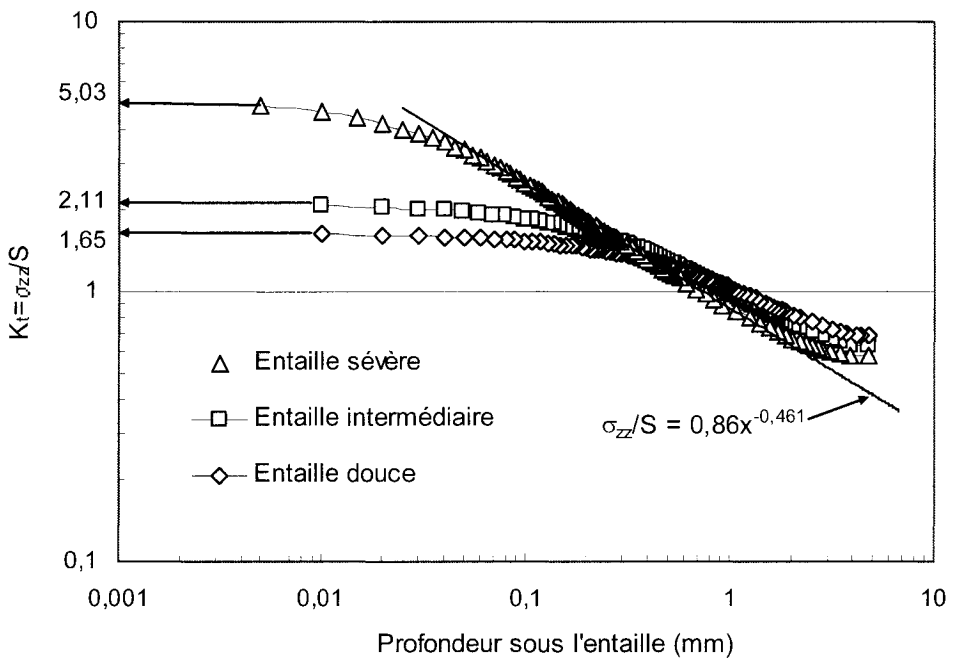


Figure 5. 16. Estimation des coefficients de concentration de contraintes à partir des distributions de contrainte σ_{zz}/S

5.5.2.2 Calcul par éléments finis vs expressions analytiques

C'est sur la géométrie d'entaille sévère que l'effet de la taille d'éléments du maillage a été étudié. Sur la figure 5.16, on peut vérifier que la distribution de contrainte sous l'entaille présente une zone linéaire ou pseudo-singularité de pente égale à -0,461 au lieu de la pente de -0,459 prévu par l'expression analytique de Williams (Boukharouba *et al.* 1995). Cela confirme encore une fois la validité du calcul réalisé par Forge 2.

Pour des pièces de dimensions finies, la distribution de contraintes dépend du rayon de courbure ρ, du coefficient théorique de concentration de contraintes K_t, de la profondeur de l'entaille t_E, et de la taille du ligament devant le fond d'entaille (Xu *et al.* 1995). Cependant, pour des pièces dont les dimensions peuvent être considérées comme infinies, la connaissance de ρ et de K_t suffit (équation 2.7).

En fond d'entaille, les expressions analytiques présentées au paragraphe 2.2.1.2.1 donnent des résultats comparables (figure 5.17). Cependant, plus à cœur, l'équation de Kujawski (1991) ne permet pas de déterminer la contrainte au-delà du champ d'influence de l'entaille, en particulier pour l'entaille la plus aiguë. Pour les trois géométries d'entaille, les expressions de Lazzarin et Tovo (1996) ou de Leven (1955) sont celles qui se rapprochent le plus du calcul par éléments finis. L'expression de Lazzarin et Tovo présente l'avantage de prendre en compte l'angle d'ouverture de l'entaille mais elle considère des échantillons plats. L'expression de Leven a été développée pour des échantillons cylindriques avec des entailles de profondeur finie. Elle rend mieux compte de l'influence des dimensions finies de l'éprouvette sur la distribution de contraintes au-delà du champ d'influence de l'entaille.

Pour une profondeur relative x/ρ inférieure à 0,3, les entailles ont des caractéristiques universelles quelque soit la géométrie d'entaille considérée et la distribution de contrainte est seulement une fonction de la contrainte maximale K_tS et du rayon de courbure ρ, qui peut s'écrire à l'aide de la fonction $f(x/\rho)$ définie par l'équation 2.7. D'après les distributions de contraintes calculées à l'aide de Forge 2, cette fonction peut s'écrire :

$$f\left(x/\rho\right) \approx 2.6\left(x/\rho\right)^2 - 2\left(x/\rho\right) + 1 \qquad \text{si } x/\rho \leq 0{,}3 \qquad \text{Équation 5. 18}$$

La fonction f ainsi définie décrit la distribution de contrainte jusqu'à une profondeur x égale à 912 µm pour l'entaille douce, à 456 µm pour l'entaille intermédiaire et à 61 µm pour l'entaille sévère. Au-delà de cette profondeur relative, d'autres paramètres entrent en jeu et il faut tenir compte des dimensions et de la forme de la pièce.

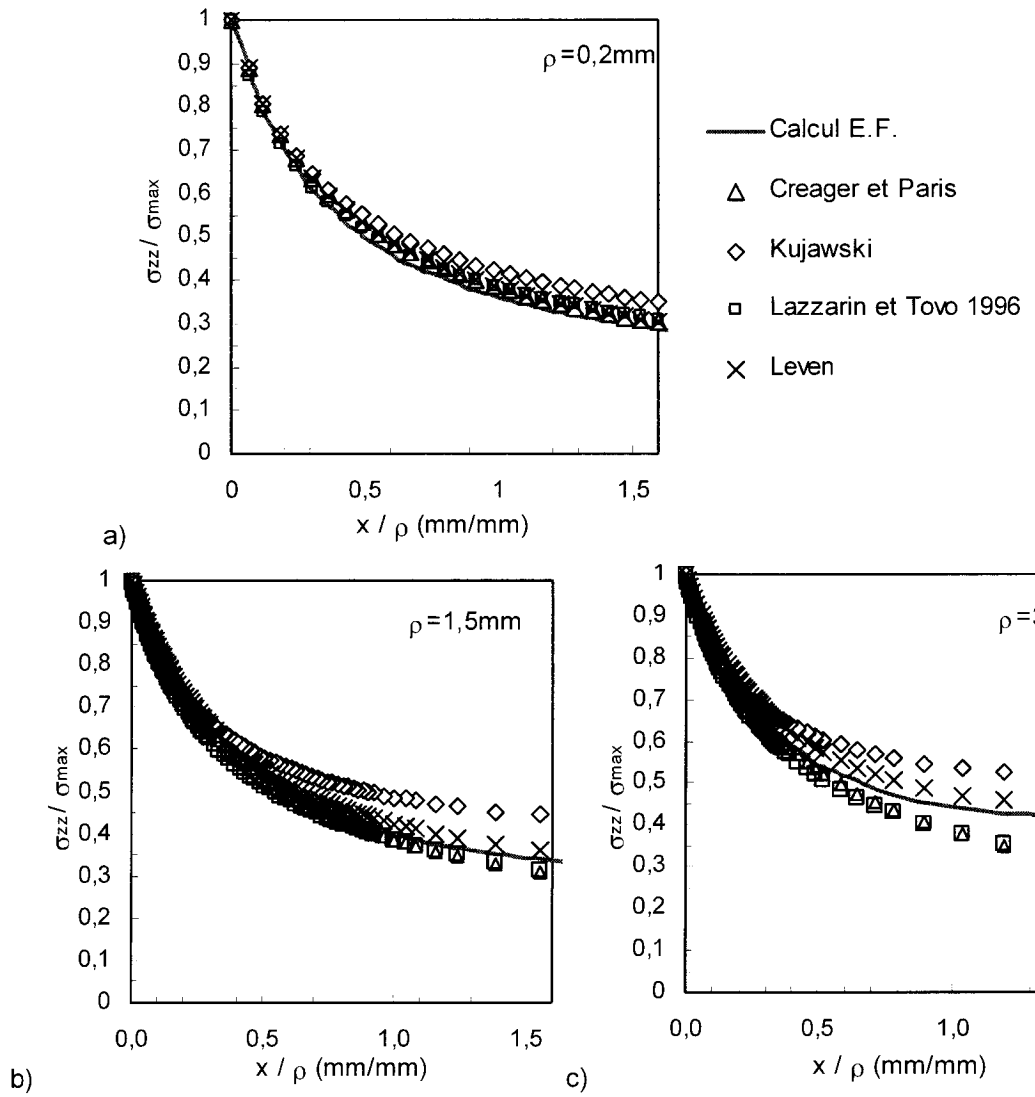


Figure 5. 17. Distributions de contraintes relatives en fond d'entaille : comparaison des expressions analytiques et du calcul par E.F. pour (a) l'entaille sévère, (b) l'entaille intermédiaire et (c) l'entaille douce

5.5.2.3 État de contraintes en fond d'entaille

L'état de contraintes au fond d'une entaille en V axisymétrique est triaxial. Cette triaxialité, illustrée sur la figure 5.18.a, donne un coefficient de concentration de contrainte théorique équivalent K_t^{eq} calculé à partir de la contrainte équivalente de Von Mises plus petit que le coefficient K_t calculé à partir de la contrainte axiale. De l'entaille la plus sévère à l'entaille douce, le coefficient K_t^{eq} vaut, respectivement, 4,4, 1,9 et 1,5. L'écart entre le coefficient théorique K_t et le coefficient équivalent K_t^{eq} est compris entre 9 et 13 %; il est d'autant plus grand que le rayon de courbure de l'entaille est faible.

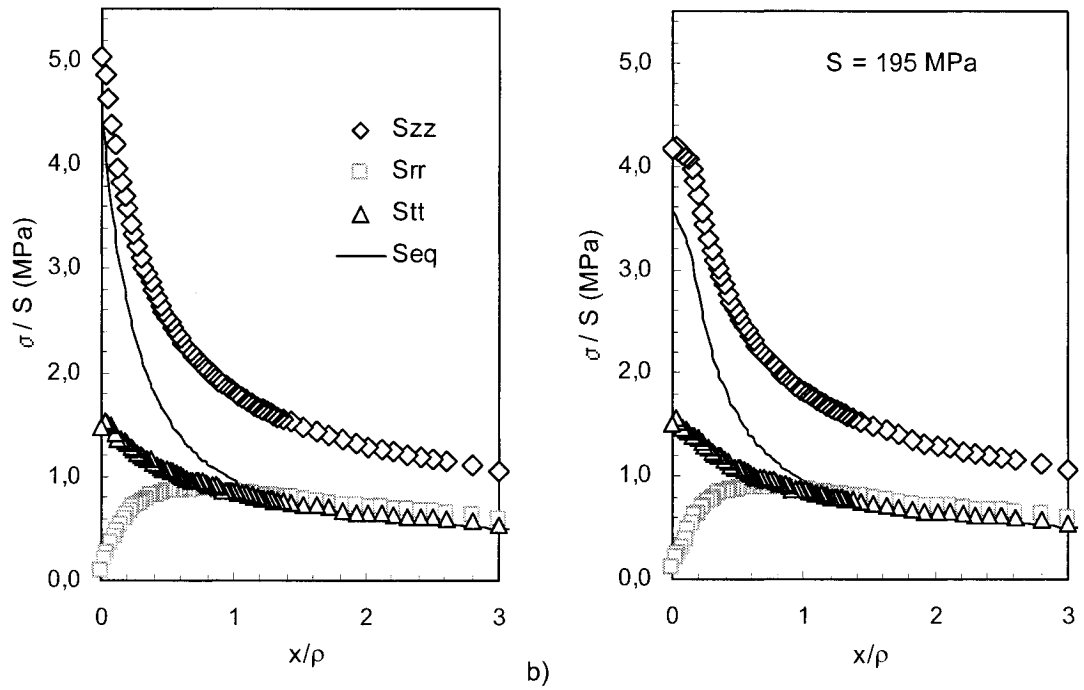


Figure 5. 18. Contraintes triaxiales au fond d'une entaille en V de rayon 0,20 mm (a) sans plasticité et (b) avec plasticité (équation 5.17)

5.5.3 ZONES PLASTIQUES EN FOND D'ENTAILLE

Le logiciel Forge 2 ne permet pas de réaliser un calcul bimatériau en fond d'entaille. On ne peut que faire le calcul pour un matériau de cœur ou pour un matériau de couche homogène dans toute l'épaisseur de l'éprouvette avec, respectivement, une limite d'élasticité cyclique de 600 ou de 1 300 MPa. Un calcul élastique permet de voir si la contrainte atteint 1 300 MPa en surface ou 600 MPa sous la couche. Un calcul

élastoplastique permet de dessiner la zone plastique en fond d'entaille à l'aide des isovaleurs de contrainte équivalente; la zone plastique dans le métal de base correspond à la région où la contrainte équivalente est supérieure ou égale à la limite d'élasticité cyclique de 600 MPa (figure 5.19).

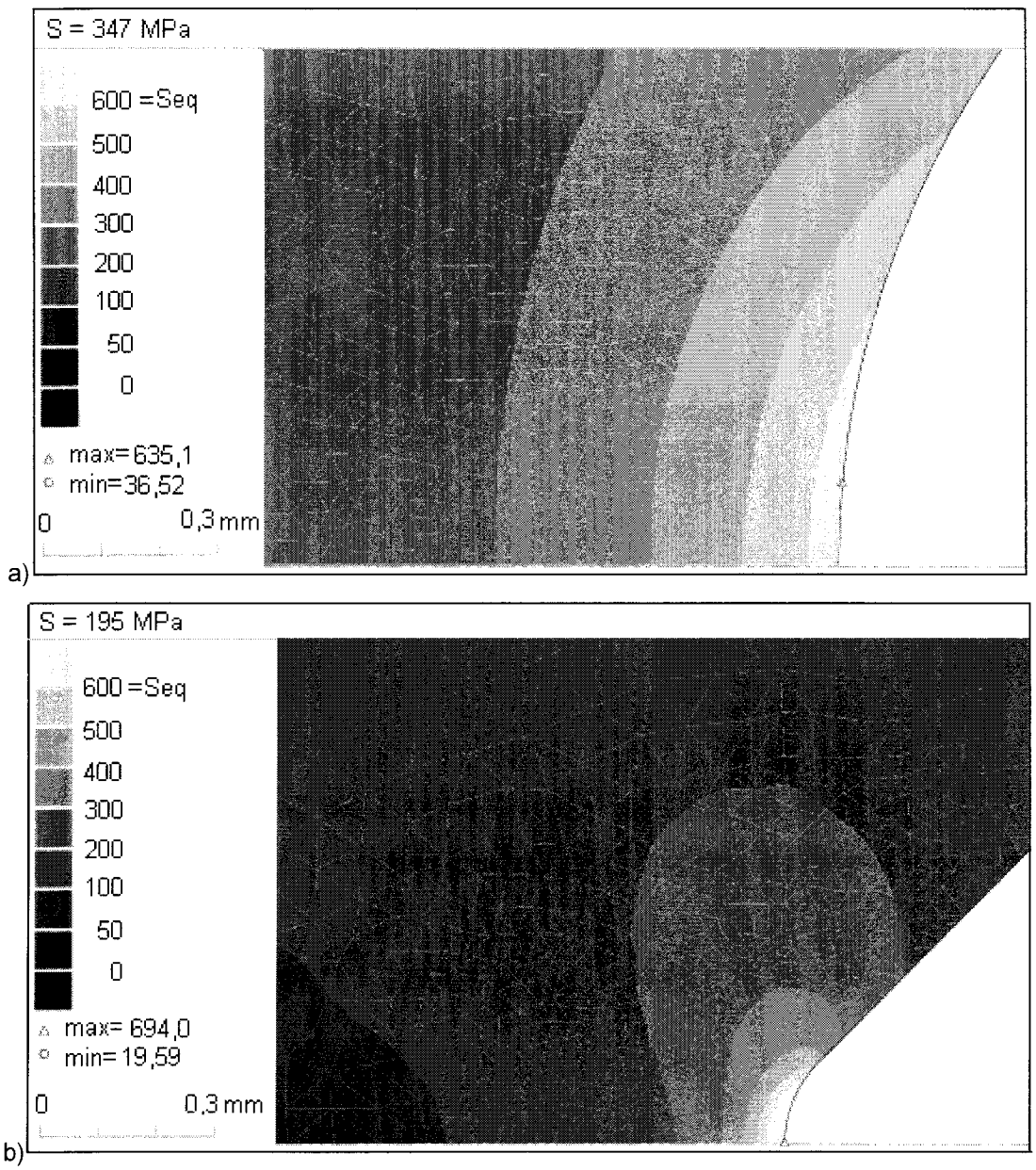


Figure 5. 19. Zones plastiques au fond de l'entaille (a) intermédiaire et (b) sévère pour une durée de vie $N_f \approx 10^5$ cycles

Les zones plastiques au fond des entailles intermédiaires (figure 5.19.a) et sévères (figure 5.19.b) ont été calculées ici en utilisant la loi d'écrouissage linéaire puissance cyclique (équation 5.17) définie au paragraphe 5.3.1 afin d'obtenir des déformations plastiques aussi réalistes que possible dans l'acier 4140 de base. Pour l'entaille douce, il n'existe pas de zone plastique même au plus haut niveau de contrainte (400 MPa) auquel l'entaille sera soumise pendant les essais de fatigue; un calcul précis dans le domaine plastique est superflu. Connaissant le coefficient K_t^{eq}, qui est calculé par Forge 2, et la limite d'élasticité cyclique du métal de base, qui est supposée égale à 600 MPa, il y aura développement d'une zone plastique dès 137 MPa dans l'entaille sévère, 316 MPa dans l'entaille intermédiaire et au-delà de 400 MPa dans l'entaille douce. Au fond de l'entaille intermédiaire, pour une contrainte nominale de 326 MPa, qui correspond à une durée de vie d'environ 10^5 cycles, la zone plastique est ponctuelle et elle n'est pas bien visible sur une carte d'isovaleurs de σ_{eq}. À 347 MPa, la zone plastique est plus développée et s'étend sur environ 50 µm de profondeur sous le fond d'entaille (figure 5.19.a). À 195 MPa et pour une durée de vie d'environ 10^5 cycles, la zone plastique au fond de l'entaille sévère est déjà de 30 µm (figure 5.19.b).

VI FATIGUE EN FOND D'ENTAILLE : INFLUENCE DE LA SÉVÉRITÉ D'ENTAILLE

Les traitements de surface sont souvent appliqués à des pièces en service comme, par exemple, des engrenages qui présentent des concentrations de contraintes. En présence d'une entaille, la littérature rapporte que pour une pièce soumise à un traitement de surface, notamment de grenaillage, les gains en fatigue peuvent être spectaculaires. De même en présence, d'un gradient de flexion qui peut être assimilé à une entaille douce, l'amélioration apportée par la nitruration semble toujours supérieure à celle mesurée en traction-compression. Nous allons étudier dans ce chapitre l'influence de la sévérité d'entaille sur l'acier 4140 à l'aide des géométries d'éprouvettes entaillées sélectionnées au chapitre précédent.

6.1 MATÉRIAU, ÉPROUVETTES ET TRAITEMENTS

6.1.1 MATÉRIAU DE BASE

L'acier 4140 est semblable à celui utilisé pour l'étude de l'influence de la profondeur de nitruration. Les barres laminées à chaud sont trempées et revenues pour conférer au matériau une dureté homogène de 36 HRC. Une partie des éprouvettes entaillées a été usinée à partir du lot d'acier n°2 mais le manque de matière première nous a obligé à acheter un nouveau lot d'acier, appelé par la suite lot n°3. Le traitement thermique et la nitruration de ce troisième lot ont été réalisés de manière à obtenir des profils de dureté comparables à ceux du lot n°2.

6.1.2 ÉPROUVETTES ENTAILLÉES

Afin d'explorer l'influence de la sévérité d'entaille sur le comportement de l'acier 4140 nitruré, trois entailles en V axisymétriques (figures 5.12 à 5.14) ont été sélectionnées. Toutes ont une section minimale identique à celle des éprouvettes lisses utilisées pour l'étude de l'influence de la profondeur de nitruration. De cette façon, le rapport de la

profondeur de nitruration sur le rayon de l'éprouvette est le même pour les géométries lisses et entaillées. Ce rapport devrait influencer notamment la distribution de contraintes résiduelles. Les éprouvettes sont usinées en conformité avec la norme ASTM E466 (A.S.T.M. - Committee on Fatigue & Fracture 1996). Le fini de surface en fond d'entaille a été laissé brut d'usinage. Un polissage a été appliqué sur quelques éprouvettes d'entaille intermédiaire avant d'être abandonné, la régularité et la reproductibilité du polissage en fond d'entaille étant impossible à contrôler.

6.1.3 TRAITEMENT DE NITRURATION

Le traitement de nitruration gazeuse a été présenté au paragraphe 4.1.3. L'étude de l'influence de la profondeur de nitruration a montré qu'une couche de diffusion moyenne ($z_n \approx 700$ µm) suffisait à améliorer la résistance en fatigue de la surface de façon à ce que la rupture se produise toujours par un mécanisme de fissuration interne. Par conséquent, c'est une nitruration de type « couche moyenne », dont les paramètres sont identiques à ceux du tableau 4.1, qui est choisie.

Les éprouvettes de couche moyenne réalisées à partir du lot d'acier n°2 ont été nitrurées quelques mois avant celles réalisées à partir du lot d'acier n°3. Malgré la répétition des paramètres de nitruration du tableau 4.1 d'un lot à l'autre, la différence de métal de base (lot 3 *vs* lot 2) peut entraîner une modification de la réponse de l'acier 4140 au traitement de nitruration.

Les éprouvettes de fatigue sont toujours nitrurées en même temps que des échantillons témoins sur lesquels les profils de microdureté sont réalisés. Les échantillons témoins consistent en petits morceaux d'acier 4140 prélevés à même les barres d'acier qui ont servi à fabriquer les éprouvettes. Une ouverture dans le couvercle du four permet de prélever un échantillon témoin sans sortir toutes les éprouvettes du four. En présence d'un manque de pénétration de l'azote, c'est-à-dire si la couche de diffusion réalisée sur le lot d'acier n°3 s'avère plus mince que la couche moyenne de base mesurée sur le lot n°2, le deuxième palier de nitruration est poursuivi quelques heures au-delà du temps de traitement indiqué par le tableau 4.1.

6.2 PROFILS DE MICRODURETÉ

Les profils de microdureté ont été réalisés à l'aide d'un microduromètre Vickers sous une charge de 500 gf ou 100 gf avec un temps d'application de 16 ou 20 s. Ils sont effectués à partir d'un bord lisse de l'éprouvette ou de l'échantillon témoin sauf indication contraire.

6.2.1 ACIER 4140 DE BASE

Au total trois lots d'acier 4140 ont été utilisés dont deux pour l'étude de la sévérité d'entaille. Les deux derniers lots sont supposés avoir des propriétés comparables pourvu qu'ils aient reçu les mêmes traitements thermiques et qu'ils aient la même dureté à cœur (figure 6.1).

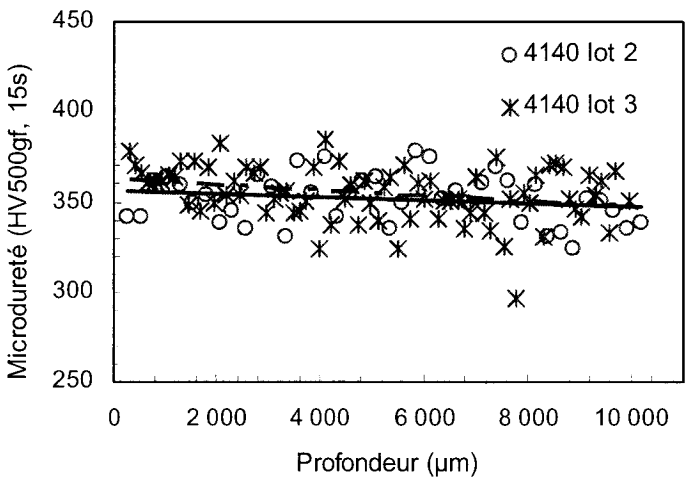


Figure 6. 1. Comparaison de la dureté des différents lots d'acier 4140 après trempe et revenu

La propreté inclusionnaire et la composition chimique peuvent toutefois varier légèrement d'un lot d'acier à un autre. Le troisième lot, utilisé pour réaliser la majeure partie des essais de fatigue sur les éprouvettes entaillées et nitrurées (*cf.* tableau B.4 en annexe), a une dureté moyenne à cœur d'environ 355 HV tout à fait comparable à celle du lot d'acier n°2 qui a servi à l'étude du comportement en fatigue sur bord lisse.

6.2.2 ACIER 4140 NITRURÉ

6.2.2.1 Ajustement du temps de nitruration pour obtenir une « couche moyenne »

La figure 6.2 montre que la nitruration de type « couche moyenne » du lot n°3 donne une couche de diffusion moins profonde que les traitements réalisés sur le lot n°2. Les deux lots d'acier ont pourtant la même dureté à cœur (figure 6.1).

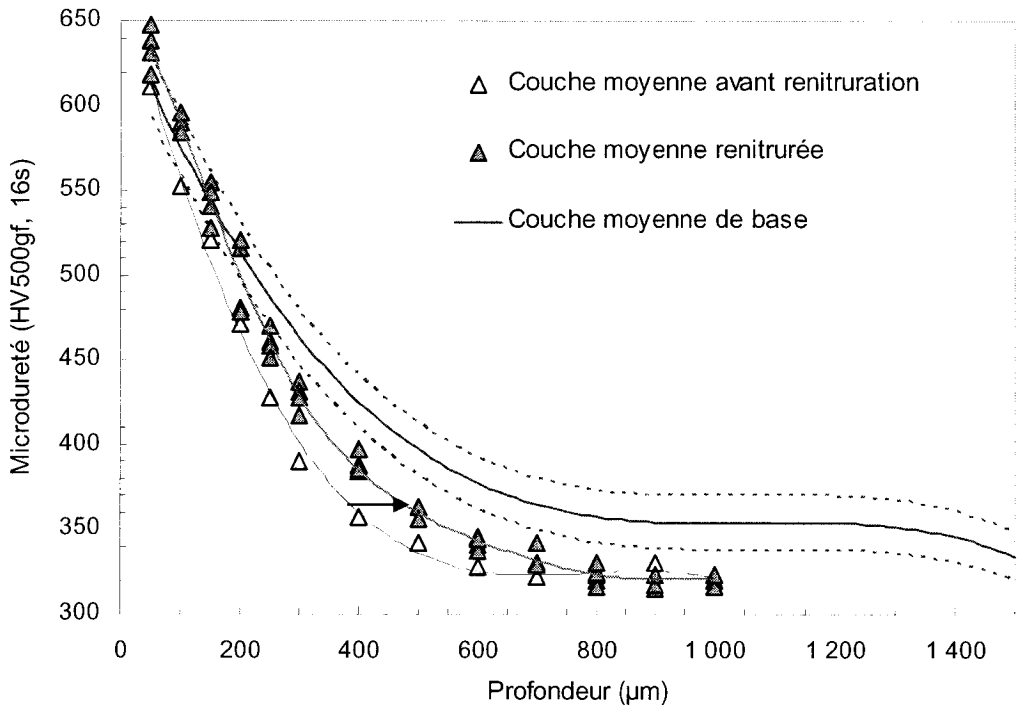


Figure 6. 2. Reprise d'un traitement de nitruration pour compenser un manque de pénétration de l'azote

Le manque de pénétration de l'azote pourrait être attribué à une variation de la composition chimique d'un lot à l'autre. La profondeur de diffusion est très sensible à la composition de l'acier comme nous l'avons vu au paragraphe 1.3.2.2. Elle devrait diminuer quand la teneur en éléments d'alliage susceptibles de former des nitrures augmente car l'azote impliqué dans des liaisons nitrures avec les éléments d'alliage n'est plus disponible pour la diffusion. La nitruration a donc été poursuivie, avec les paramètres du deuxième palier, pendant quelques heures au-delà du temps qui avait été nécessaire à la formation d'une couche moyenne sur les éprouvettes lisses et entaillées

du lot d'acier n°2. Les éprouvettes « renitrurées » ont un profil de dureté assez proche de la bande de dispersion associée à la couche moyenne de base.

6.2.2.2 Effet de la géométrie de l'entaille sur le profil de dureté

La nitruration de type « couche moyenne » appliquée au fond d'une entaille en V axisymétrique avec un angle d'ouverture de 90° et un rayon de courbure de 1,5 mm ou de 0,2 mm produit quasiment le même profil de dureté que sur un bord lisse de la même éprouvette (figure 6.3). La profondeur de nitruration semble peu affectée par la présence de l'entaille. Un manque de pénétration de l'azote au fond d'une entaille est possible si la géométrie de la pièce à nitrurer et les conditions du traitement engendrent une mauvaise circulation des gaz à cet endroit et perturbent la diffusion de l'azote et les transferts de chaleur. Cela ne semble pas être le cas ici même pour l'entaille la plus aiguë.

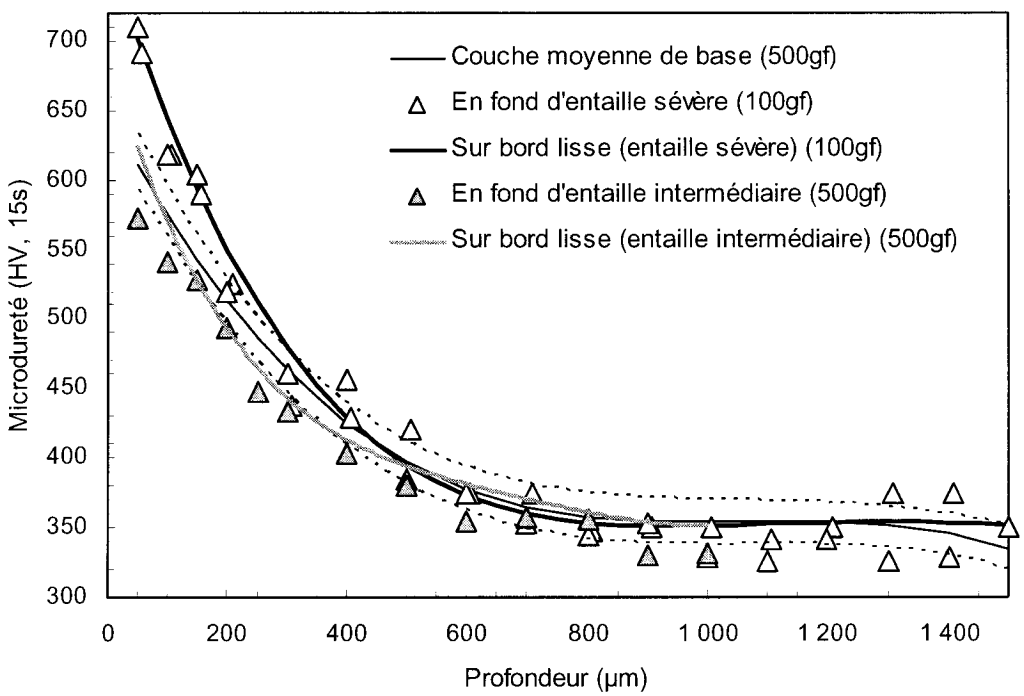


Figure 6. 3. Profils de dureté des éprouvettes avec entailles intermédiaire et sévère

Sur la figure 6.3, le profil au fond de l'entaille intermédiaire correspond à une éprouvette du lot n°2 nitrurée avec une couche moyenne classique (c'est-à-dire sans renitruration)

tandis que le profil pour l'entaille sévère est réalisé après renitruration. L'écart entre la profondeur de nitruration sur l'éprouvette entaillée renitrurée et la couche moyenne de base est presque inexistant; le profil réalisé directement sur une éprouvette est certainement plus fiable que celui de la figure 6.2 réalisé sur un échantillon témoin et dont le fini de surface n'est peut-être pas tout à fait comparable. On remarque que la dureté superficielle de l'éprouvette entaillée du lot n°3 est plus grande que celle mesurée sur la couche moyenne de base du lot n°2. Cette différence peut être attribuée soit à une imprécision de la mesure réalisée sous une plus faible charge, soit à une teneur plus grande en éléments d'alliage.

6.3 FATIGUE EN TRACTION-COMPRESSION CYCLIQUE (R_σ = -1) SUR ÉPROUVETTES ENTAILLÉES

6.3.1 DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL

Des éprouvettes entaillées du métal de base et des éprouvettes entaillées nitrurées sont soumises à une sollicitation cyclique en traction-compression (R_σ = -1). L'essai est mené, à température ambiante et à une fréquence de 10 Hz, jusqu'à la ruine de l'échantillon ou jusqu'à cinq millions de cycles. Les surfaces de rupture des éprouvettes nitrurées sont systématiquement observées au stéréomicroscope puis au microscope électronique à balayage. Les essais de fatigue en charge contrôlée sont réalisés sur les mêmes machines servo-hydrauliques de marque Instron, de modèles 8821 et 8833, déjà utilisées pour les essais sur bord lisse. Une attention particulière est encore accordée à l'alignement des mors et à la minimisation de la flexion parasite.

Le montage représenté sur la figure 4.18, conçu pour recevoir des éprouvettes à têtes filetées, a été remplacé par le montage avec mors hydrauliques de la figure 6.4. En effet, avec le premier montage, une certaine proportion des éprouvettes nitrurées rompait au niveau de la tête filetée protégée de la nitruration par un masquage. Les têtes de l'éprouvette sont vissées dans les mors puis le dispositif est chargé à la contrainte de traction maximale de l'essai de fatigue afin de serrer les contre-écrous (figure 4.18).

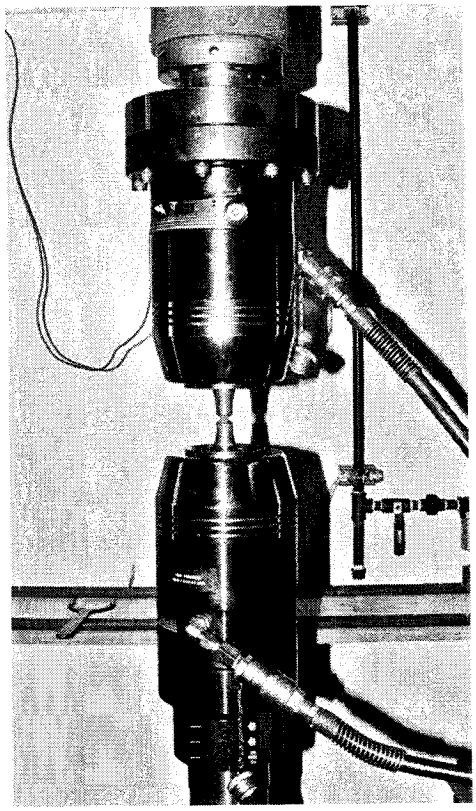


Figure 6. 4. Montage avec mors hydrauliques

Bien que la section de la tête soit 5,8 fois plus grande que la section minimale de l'éprouvette, il semble que l'effet de l'entaille associée au fond de filet et l'effet de la contrainte moyenne de tension due au serrage des contre-écrous réduisent la durée de vie des têtes filetées. Par conséquent, pour une éprouvette nitrurée, la fissuration externe à partir du fond de filet non nitruré est parfois plus rapide que la fissuration interne dans la partie centrale de l'éprouvette. Malgré les efforts de l'usineur pour nous fournir des filets moins aigus, le problème n'a pu être éradiqué. Un jeu dans le montage pourrait également expliquer cette faiblesse des filets. Pour pallier à cet inconvénient, les mors à trous filetés ont été remplacés par des mors hydrauliques. La tête de l'éprouvette, non filetée, est maintenue à l'intérieur du mors par application d'une pression hydraulique, ce qui a éliminé le problème de rupture au niveau des têtes.

6.3.2 COURBES DE WÖHLER

La figure 6.5 représente les courbes de fatigue obtenues pour les trois géométries d'éprouvettes entaillées de la série « couche moyenne » (symboles gris) par comparaison aux éprouvettes entaillées de l'acier de base (symboles blancs). Les résultats obtenus sur bord lisse et présentés au chapitre IV sont indiqués, à titre de référence, par des cercles.

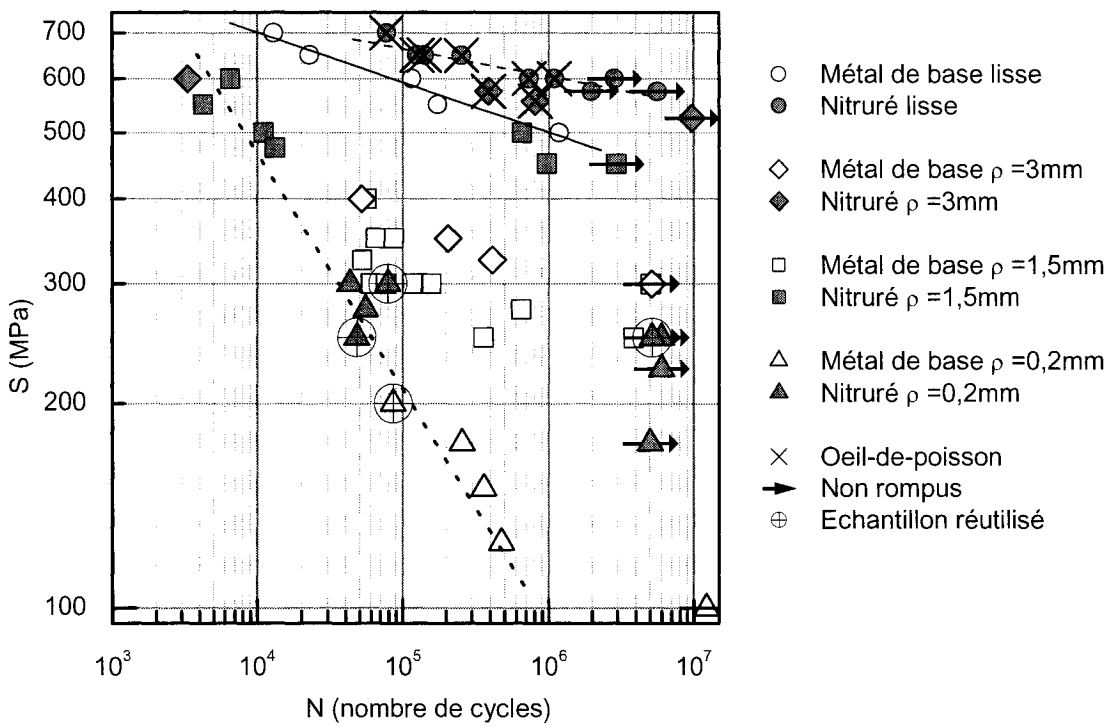


Figure 6. 5. Courbes S-N des éprouvettes entaillées

À partir des résultats sur bord lisse, on sélectionne un premier niveau de contrainte nominale à appliquer sur le métal de base entaillé; la contrainte choisie est environ égale à la limite d'endurance sur bord lisse que divise le coefficient théorique de concentration de contraintes K_t calculé à l'aide du logiciel Forge 2. À partir du premier point obtenu sur la courbe S-N, la contrainte est augmentée de 25 MPa jusqu'à ce que le nombre de points obtenus suffise à définir l'allure de la courbe. L'entaille nitrurée est ensuite sollicitée au plus haut niveau de contrainte auquel a rompu l'entaille de même géométrie du métal de base. Certaines éprouvettes, non rompues même après cinq millions de

cycles à une contrainte donnée, ont été « réutilisées » c'est-à-dire sollicitées à une contrainte supérieure. Le détail des essais réalisés est reporté sur le tableau B.4 en annexe.

Pour l'acier nitruré, deux mécanismes de fissuration sont possibles selon la sévérité d'entaille et la contrainte appliquée. Pour une contrainte nominale inférieure ou égale à 575 MPa, l'entaille douce rompt à partir d'une fissure interne amorcée sur une inclusion située juste sous la couche de diffusion alors que, à 600 MPa, elle rompt par un mécanisme de fissuration externe. Les entailles intermédiaires et sévères rompent toujours par un mécanisme de fissuration externe pour les différents niveaux de contrainte étudiés.

L'amélioration apportée par la nitruration sur la résistance en fatigue à grand nombre de cycles et sur la limite d'endurance est significative. À 1 million de cycles, l'augmentation de la résistance en fatigue par rapport au métal de base n'était que de 20 % sur bord lisse, la résistance interne du cœur limitant les gains en fatigue obtenus par le renforcement de la surface. À une même durée de vie, cette augmentation est de 83 % pour l'entaille douce. La résistance en fatigue, aussi longtemps que le mécanisme interne est concerné, est supérieure à celle associée à la fissuration externe du métal de base lisse; elle rejoint presque la bande de dispersion associée à la fissuration interne sur bord lisse. Pour l'entaille intermédiaire, l'amélioration de la résistance en fatigue est comparable à celle de l'entaille douce, entre 80 % et 100%. Le mécanisme de fissuration n'est pourtant pas le même. Pour l'entaille la plus sévère, l'amélioration à une durée de vie finie est difficile à mesurer de façon précise. À un million de cycles, elle est au mieux de 150 % et au pire de 100 %.

À faible durée de vie, typiquement en dessous de 10^5 cycles, l'amélioration diminue fortement quelque soit l'entaille considérée. Les points tendent à s'aligner sur une droite (en pointillés sur la figure 6.5) qui passe également par les points expérimentaux de l'entaille sévère dans le métal de base. L'écart entre éprouvettes entaillées de l'acier de base et éprouvettes entaillées de l'acier nitruré se comble. Quand la durée de vie

diminue, c'est-à-dire quant la contrainte appliquée augmente, l'acier est de moins en moins sensible à l'effet d'entaille. Si on se fie aux travaux de De la Cruz (1990; De la Cruz *et al.* 1998), l'acier nitruré rejoindrait l'acier de base entaillé aux courtes durées de vie lorsque les contraintes résiduelles sont relaxées par la déformation plastique en fond d'entaille. Il est possible qu'aux faibles durées de vie, il se produise de la déformation plastique en sous-couche dans le métal de base. La redistribution de l'effort entre la couche et le cœur implique que la couche soit soumise à une contrainte locale supérieure à celle prévue par le calcul élastique. Si la contrainte locale atteint la résistance de la couche, celle-ci pourrait rompre, au moins partiellement, en statique et la durée de vie de l'acier nitruré correspondrait à la durée de vie de propagation.

6.3.2.1 Entaille intermédiaire

Sur bord lisse, la limite de fatigue interne de l'acier 4140 joue un rôle de plafond dont l'introduction d'un gradient de contraintes suffisamment abrupt permet de s'affranchir. Au fond de l'entaille intermédiaire, la limite de fatigue de la surface nitrurée est toujours atteinte avant celle du cœur. La dureté et les contraintes résiduelles de compression de la couche de diffusion sont alors pleinement mises à profit si bien que la limite de fatigue de l'échantillon entaillé et nitruré rejoint presque celle du métal de base sur bord lisse aux longues durées de vie. La nitruration compense, pour cette géométrie représentative du pied de denture d'un engrenage, l'effet de l'entaille.

Dans le métal de base, d'après les distributions de la contrainte équivalente de Von Mises calculées par Forge 2, l'entaille intermédiaire possède une zone plastique (figure 5.19.a) pour une contrainte nominale supérieure à 316 MPa. Dans le métal nitruré, la limite d'élasticité de la couche n'est jamais atteinte même aux plus hauts niveaux de la contrainte appliquée. Cependant, d'après les distributions de contraintes calculées par éléments finis, il est possible qu'au-delà de 400 µm, qui est la profondeur de la couche nitrurée dans l'hypothèse d'un bimatériau avec couche moyenne, la limite d'élasticité du matériau de cœur soit dépassée pour une contrainte nominale supérieure ou égale à

environ 565 MPa. Ceci entraînerait une redistribution des efforts entre la couche et le cœur qui n'est pas prise en compte par le calcul élastique.

6.3.2.2 Entaille douce

Sur la figure 6.6, les courbes S-N sur bord lisse et au fond de l'entaille douce sont retracées en termes de contraintes maximales élastiques K_tS. Les points en traction-compression cyclique sur bord lisse sont inchangés mais les résultats pour l'entaille douce sont maintenant comparables aux courbes de flexion rotative sur bord lisse de la littérature pour lesquelles les durées de vie sont toujours reportées en fonction de la contrainte nominale de flexion en surface.

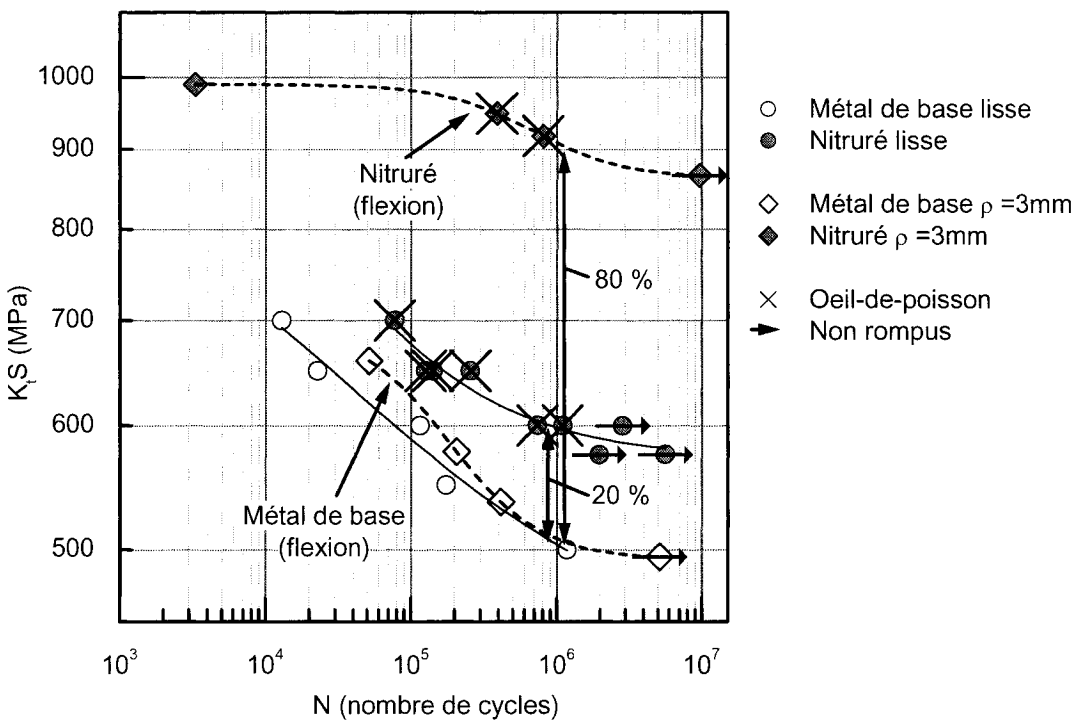


Figure 6. 6. Comparaison des courbes de fatigue d'une éprouvette représentative de la flexion et d'une éprouvette de traction-compression

L'entaille douce non nitrurée a, en termes de K_tS, une résistance en fatigue légèrement supérieure à celle du bord lisse. Même si la fissure s'amorce à une même contrainte locale sur bord lisse et au fond de l'entaille douce, elle doit se propager sous une

distribution de contrainte décroissante à partir du fond d'entaille alors que sur un bord lisse sollicité en traction-compression, elle se propage sous une contrainte uniforme.

À 1 million de cycles, quand le même mécanisme de fissuration interne agit, l'amélioration apportée par la nitruration est de 80 % sur l'éprouvette représentative de la flexion tandis qu'en traction-compression, elle n'est que de 20 %. Ces résultats recoupent les données de la littérature en ce qui concerne l'écart entre flexion rotative et traction-compression, la flexion rotative surestimant la résistance à la fatigue en traction-compression. L'augmentation de la résistance en fatigue d'environ 80 % obtenue pour une fissuration interne est supérieure à celle d'environ 50 % mesurée en flexion rotative par Genel *et al.* (2000) pour une profondeur de nitruration similaire (figure 4.60). Par contre, elle est comparable à celle de 84 % reportée par Bell et Loh (1982) sur une éprouvette de 3,8 mm de diamètre d'un acier faiblement allié au chrome et au molybdène nitruré à une profondeur de 560 µm et dont le gradient plus abrupt se compare peut-être mieux à celui de l'entaille.

La meilleure performance de la nitruration en présence d'un léger gradient de contrainte dû à une sollicitation en flexion ou à une entaille douce s'explique de plusieurs manières. L'œil-de-poisson ne s'amorce pas à la contrainte K_tS ou la contrainte de flexion appliquée en surface mais à une contrainte plus faible en sous-couche. De plus, dans les deux cas, l'œil-de-poisson ne peut s'amorcer n'importe où dans le cœur. Le volume sollicité sous forte contrainte se limite à une petite région située à l'interface entre la couche de diffusion et le cœur (figure 4.59.a). La probabilité de trouver un défaut susceptible d'amorcer une fissure est d'autant plus faible que ce volume est petit. Enfin, la fissure amorcée se propage sous une distribution de contrainte décroissante et non sous une contrainte uniforme.

D'après la distribution de contrainte équivalente calculée par éléments finis, l'entaille douce ne possède pas de zone plastique aux niveaux de contrainte auxquels a été sollicité l'acier 4140 de base. Il faut une contrainte nominale de 400 MPa pour avoir un début de zone plastique à la surface du métal de base. Sous la surface nitrurée, une zone

plastique pourrait se développer pour une contrainte nominale supérieure à environ 540 MPa mais la limite d'élasticité de la couche n'est jamais dépassée. La présence d'une zone plastique interne, alors que la couche reste élastique, peut favoriser l'amorçage d'une microfissure à l'interface couche/cœur tandis que le gradient de contraintes dans la zone d'amorçage facilite sa propagation vers la surface. L'éprouvette sollicitée à 525 MPa n'a pas rompu même après dix millions de cycles. Une déformation plastique locale suffisante est nécessaire à l'amorçage et à la propagation d'une fissure interne.

6.3.2.3 Entaille sévère

En présence d'une entaille sévère, l'amélioration de la limite de fatigue est supérieure à celle obtenue au fond d'une entaille douce ou intermédiaire. D'après la courbe de Wöhler (figure 6.5), une contrainte nominale inférieure ou égale à 250 MPa ne suffit pas à amorcer une fissure dans la surface nitrurée très dure ou à propager une fissure fermée par les contraintes résiduelles de compression. Par contre, pour une contrainte nominale supérieure à 275 MPa, la courbe de l'acier nitruré rejoint celle qu'aurait peut-être eue le métal de base s'il avait été sollicité à de tels niveaux de contrainte. Il y a peut-être rupture statique d'une partie de la couche et la durée de vie totale est alors égale à la durée de vie de propagation dans le métal de base.

Il y a formation d'une zone plastique en fond d'entaille dans le métal de base dès que la contrainte nominale atteint 137 MPa mais cette zone plastique reste très confinée; à 195 MPa, elle n'est que de 30 μm (figure 5.19.b). Dans l'acier nitruré, la contrainte sous la couche est toujours inférieure à la limite d'élasticité cyclique du cœur et la contrainte en surface n'atteindrait la limite d'élasticité de la couche que pour une contrainte nominale d'environ 296 MPa. Le gradient de contrainte est si abrupt que la contrainte sous la couche ne permet pas l'amorçage d'une fissure interne avant qu'une fissure de surface ne se soit amorcée et propagée.

6.3.3 OBSERVATIONS FRACTOGRAPHIQUES

6.3.3.1 Acier 4140 de base

6.3.3.1.1 Entaille intermédiaire

À l'échelle macroscopique, l'entaille intermédiaire présente de nombreuses marches sur sa circonférence qui permettent de localiser et de quantifier les sites d'amorçage; ces marches sont d'autant plus rares que la contrainte alternée est faible (figure 6.7). Pour une contrainte de 250 MPa, soit la contrainte la plus basse appliquée à l'entaille intermédiaire, aucune marche n'est observée. La surface de rupture (figure 6.7.b), très plate, ressemble à celle obtenue sur bord lisse (figure 4.33.b) avec l'amorçage et la propagation d'une unique fissure. À l'inverse pour le niveau de contrainte le plus élevé, soit 400 MPa, de nombreuses marches sont générées sur presque tout le pourtour de l'éprouvette (figure 6.7.a). Plus la contrainte alternée est élevée, plus la superficie de la zone de rupture finale, qui d'elliptique devient circulaire, est grande; la ténacité de l'acier est atteinte pour une plus petite longueur de fissure.

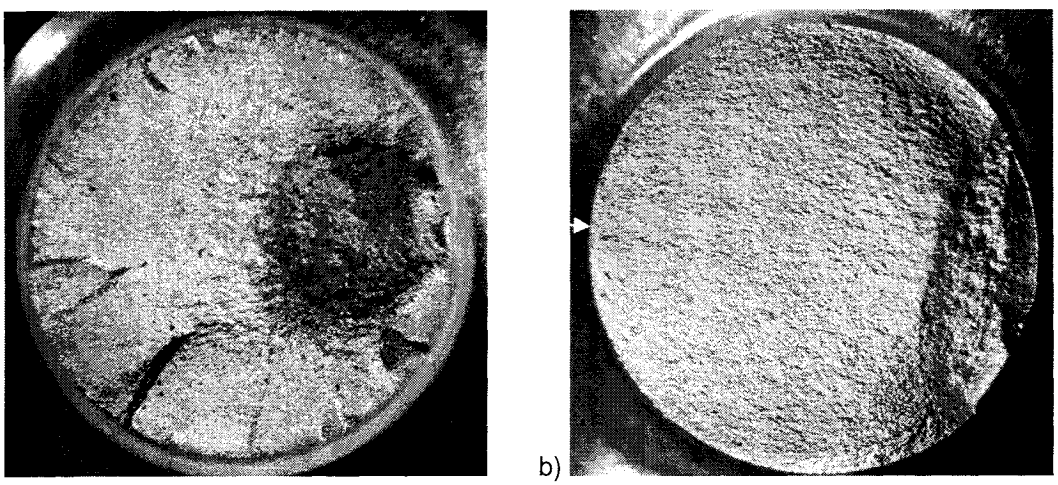


Figure 6. 7. Entailles intermédiaires du métal de base rompues après (a) 55 941 cycles à 400 MPa et (b) 3 873 366 cycles à 250 MPa

D'après les taches, probablement d'oxydation, observées au binoculaire sur une surface de rupture (figure 6.8), la fissure amorcée est semi-elliptique. Après s'être propagée sur une certaine distance, elle coalesce éventuellement avec d'autres fissures pour former

une fissure bande. Le seul relief observé est celui des marques radiales qui émergent du ou des sites d'amorçage pour rejoindre la zone de rupture finale dans la région diamétralement opposée. À l'échelle microscopique, le contact répété des lèvres de la fissure a effacé le relief de la zone d'amorçage de sorte que, généralement, l'origine de la fissure ne peut être identifiée. Néanmoins, il semble que les inclusions, ou les cavités laissées par des inclusions tombées de la surface, soient des défauts propices à amorcer des fissures comme le suggère l'exemple de la figure 6.9.

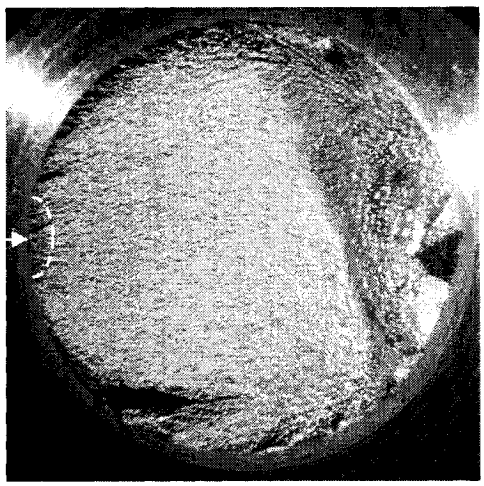


Figure 6. 8. Entaille intermédiaire du métal de base rompue après 116 952 cycles à 300 MPa

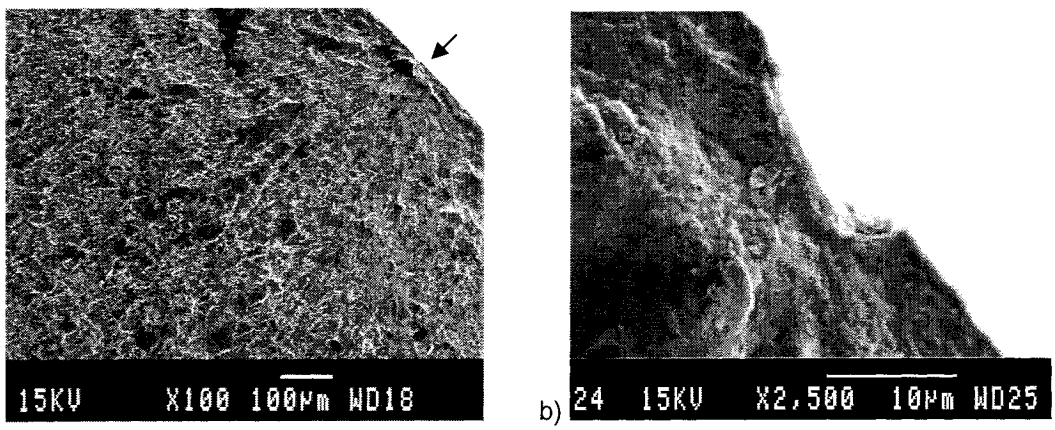


Figure 6. 9. (a) Site d'amorçage de la figure 6.7.b et (b) défaut au centre du site

La dispersion des durées de vie, pour une même contrainte alternée de 300 MPa, laisse supposer que la distribution et la nocivité des défauts en fond d'entaille joue un rôle

important, autrement dit que l'amorçage d'une fissure contrôle la durée de vie en fatigue. À une même contrainte, plus le nombre de marches, donc de fissures amorcées, est grand, plus la durée de vie est courte. À l'échelle microscopique, la fissuration en fond d'entaille du métal de base ressemble au quasi-clivage d'une martensite trempée et revenue.

6.3.3.1.2 Entaille douce

À l'échelle macroscopique, la rupture de l'entaille douce est plus plate que celle de l'entaille intermédiaire et ressemble beaucoup à celle du bord lisse. Même aux plus hautes contraintes appliquées (figure 6.10.a), on n'observe pas plus de deux marches. Des marques radiales émergent du site d'amorçage pour rejoindre la rupture finale. La taille de cette zone, de forme elliptique, augmente avec la contrainte alternée. En présence de plusieurs sites d'amorçage (figure 6.10.b), les fissures semi-elliptiques coalescent pour former une fissure bande.

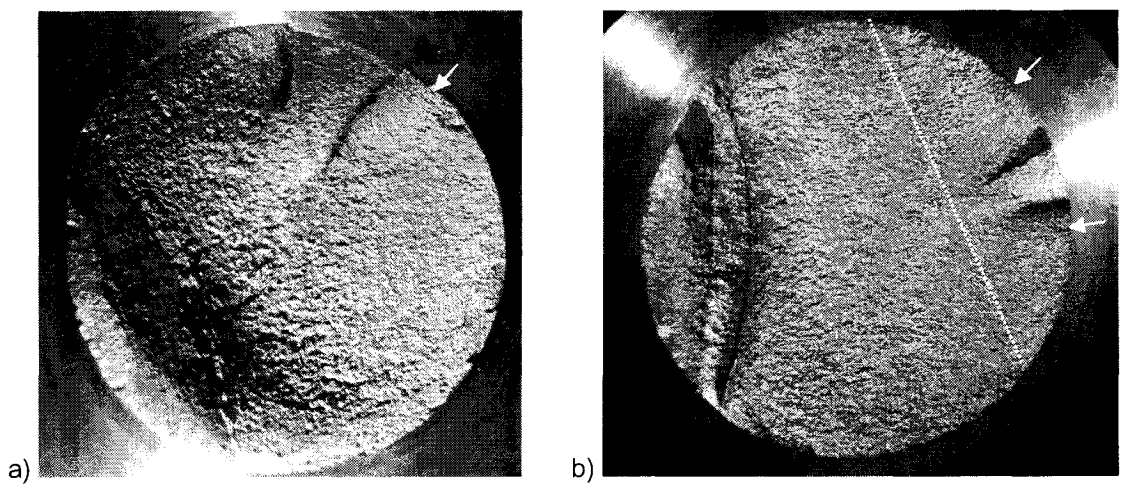


Figure 6. 10. Entaille douce du métal de base rompue après (a) 51 693 cycles à 400 MPa et (b) 412 640 cycles à 325 MPa

Au MEB, la surface de rupture dans la région d'amorçage est matée. Le relief a été adouci par le contact répété des lèvres de la fissure. Entre deux marches, là où le relief n'a pas été totalement effacé, on observe du quasi-clivage et de vagues lignes qui

ressemblent à des stries de fatigue (figure 6.11) mais la distance interstrie correspond à des vitesses de propagation (10^{-6}m/cycle) qui semblent trop grandes pour être réalistes.

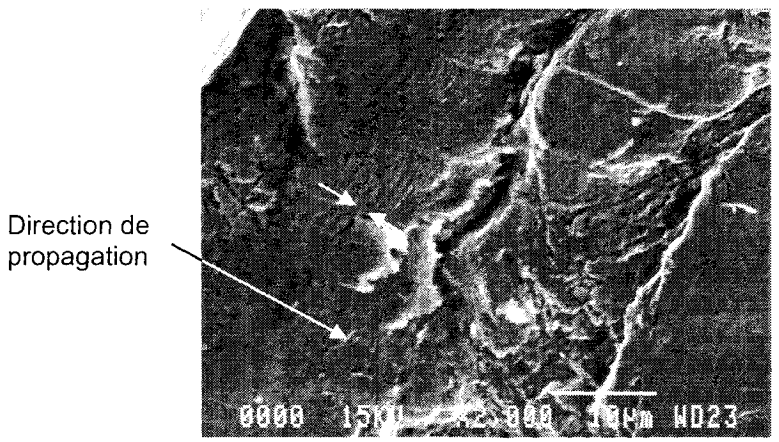


Figure 6. 11. Observation au MEB de la surface de rupture de la figure 6.10.b

6.3.3.1.3 Entaille sévère

À l'échelle macroscopique, la surface de rupture de l'entaille sévère est plane (figure 6.12). Vue de côté, la surface de rupture est perpendiculaire à la direction de sollicitation, ce qui n'était pas le cas pour les entailles plus douces. De petites marches sont réparties sur toute la circonférence mais elles sont d'autant moins visibles à l'oeil nu que la contrainte appliquée est faible (figure 6.12.b).

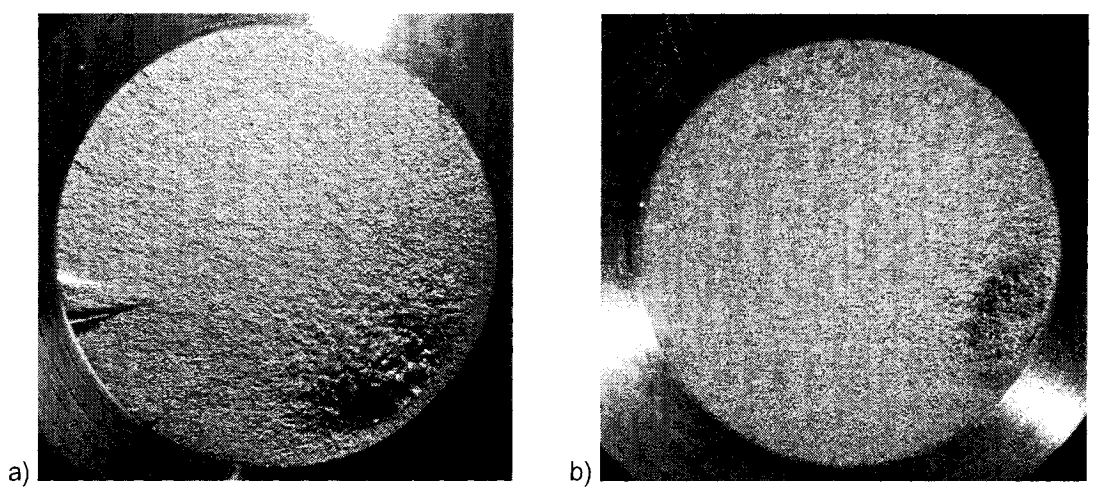


Figure 6. 12. Entailles sévères du métal de base rompues (a) après 256 947 cycles à 175 MPa et (b) après 478 998 cycles à 125 MPa

L'absence de détails fractographiques comme les marques radiales complique l'identification d'un ou plusieurs sites d'amorçage précis. Les fissures s'amorcent probablement sur toute la circonférence du fond d'entaille, là où la contrainte est maximale et où existe une zone plastique (macroscopique). La zone de rupture finale a une forme quasi-circulaire et occupe une surface beaucoup plus petite que dans les entailles douces ou intermédiaires. Elle se situe toujours à une faible distance sous la surface et sa largeur croît avec la contrainte appliquée.

Une éprouvette, non rompue après dix millions de cycles à 100 MPa, est étirée à la contrainte maximale de l'essai puis le fond d'entaille est badigeonné à l'encre de chine afin de marquer une éventuelle fissure; l'éprouvette est maintenue en tension le temps que l'encre sèche. L'éprouvette, soumise ensuite à une contrainte alternée de 200 MPa, rompt après 86 000 cycles. L'observation au MEB révèle une contamination de la surface de rupture sur environ 10 à 30 µm de profondeur. Cette contamination, plutôt irrégulière, est visible en mode topographique mais surtout en mode composition (figure 6.13). Elle se répartit sur presque toute la circonférence du fond d'entaille. Elle pourrait correspondre à une fissure non propageante mise en évidence par l'encre. Cela signifierait qu'à 100 MPa, la contrainte en fond d'entaille est suffisante pour amorcer une fissure mais que la fissure amorcée ne dispose pas d'une contrainte suffisante pour se propager.

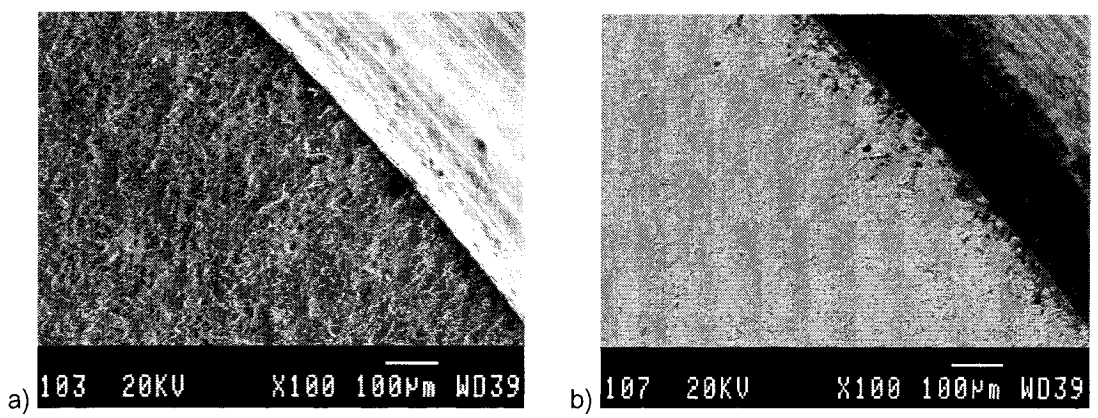


Figure 6. 13. Images MEB en modes (a) topographique et (b) composition d'un front de fissure marqué à l'encre de chine au fond d'une entaille sévère dans le métal de base

6.3.3.2 Acier 4140 nitruré

Les éprouvettes nitrurées rompent à partir d'une fissure amorcée en fond d'entaille sauf l'entaille la plus douce qui rompt à partir d'un œil-de-poisson pour une contrainte nominale inférieure ou égale à 575 MPa.

6.3.3.2.1 Entaille intermédiaire

La rupture finale de forme elliptique est plus large que dans le métal de base et sa superficie augmente légèrement avec la contrainte alternée (figure 6.14). Pour une même contrainte, elle s'élargit quand la durée de vie diminue et quand le nombre de marches ou de fissures amorcées augmente. Les fissures semblent s'amorcer en quelques points du fond d'entaille plutôt que sur toute la périphérie. Puis, elles coalescent et provoquent la rupture rapide, peut-être en statique, d'une partie de la couche. La fissure formée se propage ensuite rapidement dans le cœur suivant la direction des marques radiales (figure 6.14.b). Ces marques, qui émergent de la couche pour rejoindre la rupture finale, creusent de profonds sillons dans le cœur qui se fissure avec beaucoup de déformation plastique contrairement à la couche. En vue transversale, la couche est hélicoïdale et n'est perpendiculaire à la direction de chargement que sur une petite région qui correspond peut-être au site d'amorçage. Peu de marches sont observées en dehors de celle derrière la rupture finale, qui permet d'accommoder la rupture hélicoïdale de la couche.

À l'échelle microscopique, la couche montre deux zones topographiques de brillances différentes à l'œil nu (figure 6.15.a). La zone la plus externe pénètre jusqu'à environ 260-400 μm (figure 6.15.b). Sa fissuration est surtout intergranulaire avec, parfois, de la décohésion aux joints de grains et des zones de quasi-clivage. La partie la plus superficielle de cette zone présente un aspect cristallographique qui pourrait être caractéristique de basses vitesses de fissuration ou, au contraire, d'une rupture fragile brutale. La zone de transition entre la surface nitrurée et le cœur (figure 6.15.c) est plus lisse et brillante et s'achève vers 520-670 μm, soit environ à la profondeur de

nitruration. À l'échelle microscopique, cette transition semble présenter du quasi-clivage. La fissuration du cœur (figure 6.15.d) est typique du métal de base.

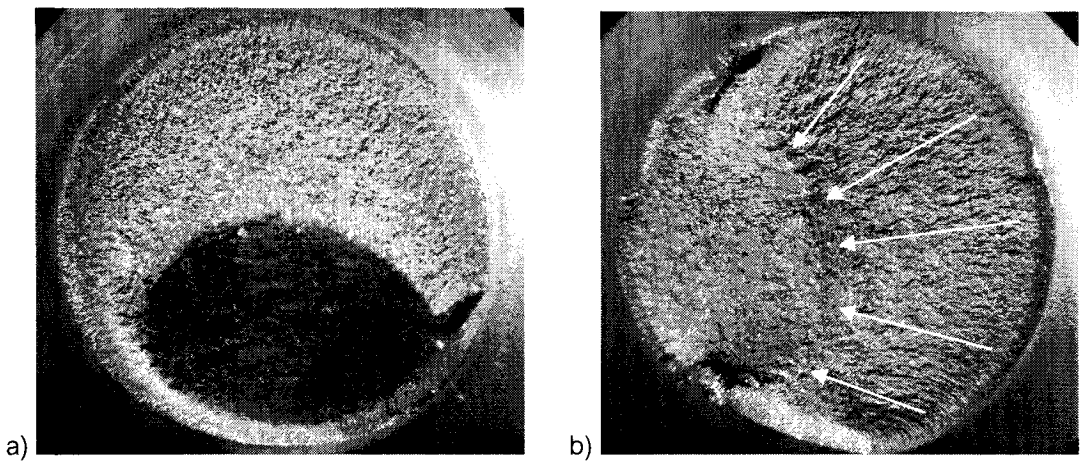


Figure 6. 14. Entailles intermédiaires nitrurées rompues après (a) 6 531 cycles à 600 MPa et (b) 971 998 cycles à 450 MPa

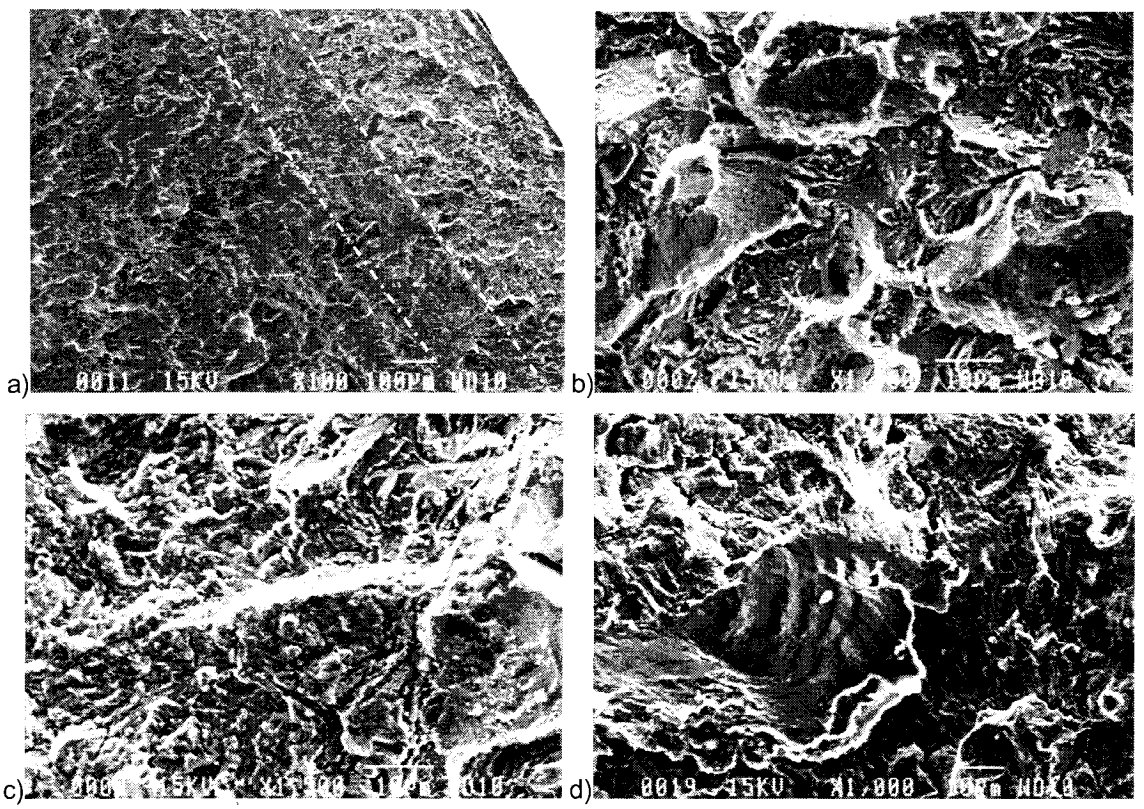


Figure 6. 15. Rupture amorcée au fond d'une entaille nitrurée après 971 998 cycles à 450 MPa avec (a) vue générale et agrandissement de (b) la zone sous la surface, de (c) la zone intermédiaire et du (d) cœur

Pour une éprouvette nitrurée rompue à 500 MPa pour une durée de vie aussi courte que 11 043 cycles, la fractographie ne présente pas de différences majeures sauf en ce qui concerne le nombre de marches macroscopiques ou de fissures amorcées. Dans le cœur, les marques radiales convergent de la couche vers la rupture finale. Le site d'amorçage ne peut être situé précisément. Il n'y a pas, dans la couche de diffusion, de marques radiales semblables à celles observées dans le métal de base et qui permettent de remonter au site d'amorçage. Le matage des lèvres de la fissure adoucit le relief déjà peu prononcé de la couche.

Une éprouvette rompue après 2 952 480 cycles à 450 MPa ne présente pas la surface de rupture typique des longues durées de vie. De nombreuses marches se répartissent sur la circonférence de l'entaille et la rupture finale de forme circulaire est située presque au centre de l'éprouvette. Une surcharge en compression vers 2,944 millions de cycles a, de toute évidence, endommagé la couche qui présente une démarcation très nette avec le cœur (figure 6.16).

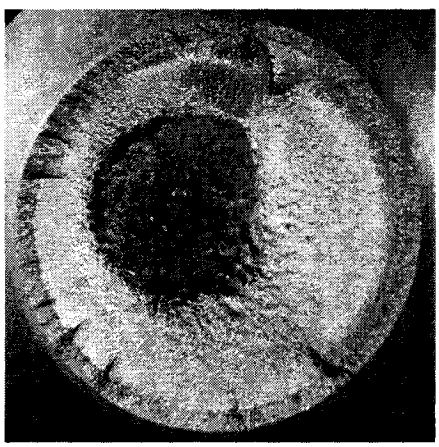


Figure 6. 16. Entaille intermédiaire nitrurée rompue après 2,952 millions de cycles à 450 MPa avec une surcharge vers 2,944 millions de cycles

Une zone brillante sous jacente à la couche fait le tour de l'éprouvette; elle est peut-être due au contact répété des lèvres de la fissure, contact d'autant plus fort que la couche rompue exerce un effet d'entaille sur le cœur. Au MEB, on mesure une couche de 395 µm. Elle a un aspect granuleux mais ne présente aucun matage. Des zones de quasi-clivage près de la surface laissent place à une fissuration majoritairement intergranulaire

au-delà de 50 µm de profondeur. La couche a, semble-t-il, rompu brutalement lors de la surcharge et la fractographie ne permet pas de dire si une fissure s'était amorcée avant la surcharge. Cet essai met en évidence le rôle néfaste d'une surcharge sur une pièce en service. Après la rupture fragile de la couche, la durée de vie de l'éprouvette se trouve réduite à la durée de vie de propagation dans le métal de base (≈ 8 100 cycles).

6.3.3.2.2 Entaille douce

Considérons d'abord le cas d'une fissuration en surface pour une contrainte nominale de 600 MPa. À l'échelle macroscopique, la surface de rupture au fond d'une entaille douce nitrurée est plate (figure 6.17). Il n'y a pas de marche sauf celle derrière la rupture finale qui permet d'accommoder la rupture hélicoïdale de la couche. Des marques radiales émergent de presque toute la couche pour rejoindre la zone de rupture finale de forme quasi circulaire. De même que pour l'entaille intermédiaire, la couche rompue au fond de l'entaille douce possède deux zones de couleur différente.

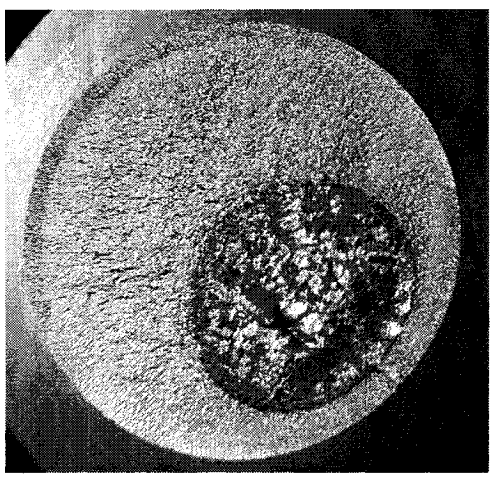


Figure 6. 17. Entaille douce nitrurée rompue après 3 300 cycles à 600 MPa

Au MEB, la profondeur de la zone superficielle, granuleuse, s'étend jusqu'à environ 360 µm tandis que la zone intermédiaire, plus lisse, s'étend jusqu'à environ 540 µm (figure 6.18.a). De la surface vers le cœur, on observe d'abord la couche blanche rompue, qui est très plate et dont l'épaisseur est inférieure à 10 µm, puis un mélange de quasi-clivage et de fissuration intergranulaire (figure 6.18.b). Jusqu'à 150 µm, le contact

répété des lèvres de la fissure a adouci le relief. Le quasi-clivage semble prendre le pas sur la fissuration intergranulaire au fur et à mesure qu'on s'éloigne de la surface. Il est possible qu'il y ait rupture statique de la partie superficielle de la couche suivie de la propagation en fatigue de la fissure ainsi créée dans le cœur. La zone intermédiaire présente un faciès peu différent de celui du cœur (figure 6.18.c). Globalement, les observations fractographiques réalisées sur l'entaille intermédiaire sont toujours valables mais le nombre de fissures amorcées est plus petit. La fissure ne s'amorce peut-être qu'en un site unique, ce qui rapprocherait l'entaille douce du bord lisse.

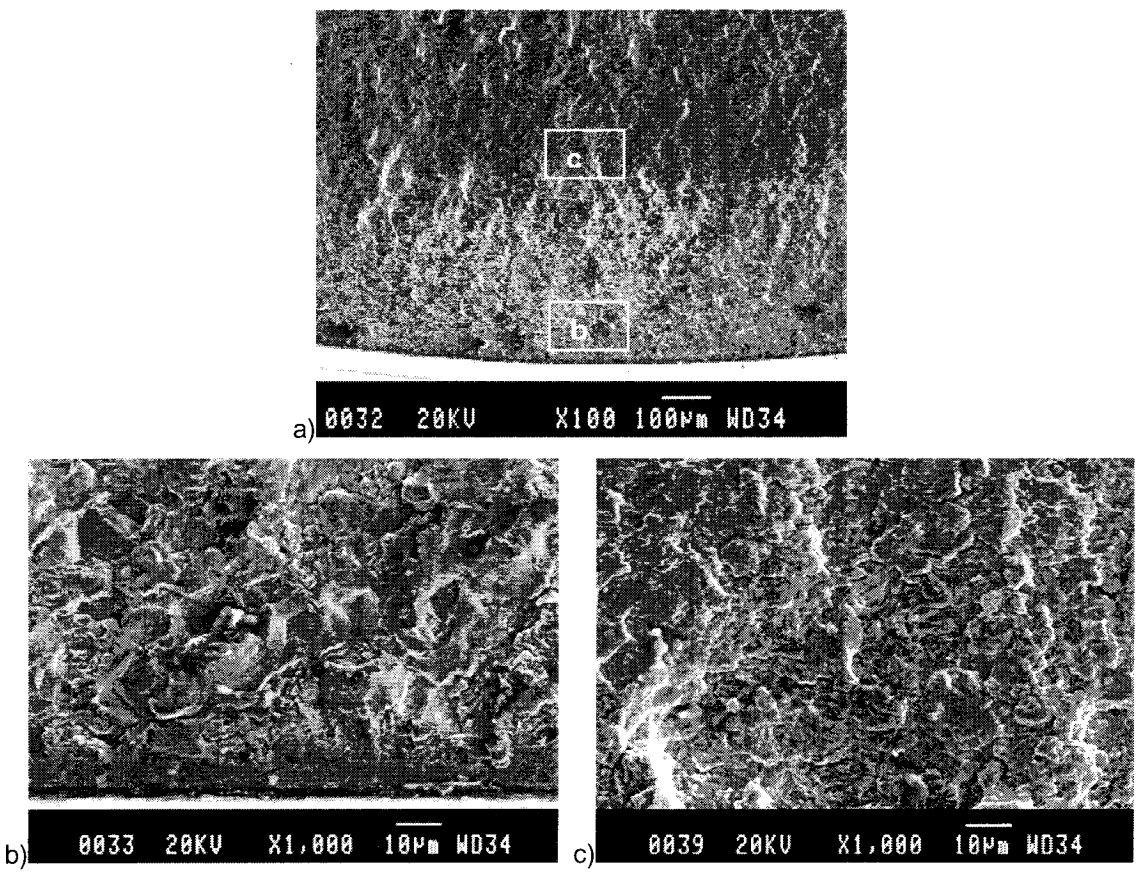


Figure 6. 18. Observation au MEB des (a) différentes zones de fissuration de la couche nitrurée avec agrandissement de (b) la première zone sous la surface et de (c) la zone de transition avec le cœur

À une profondeur de 970 µm, la contrainte appliquée de 600 MPa suffit à amorcer une fissure circulaire sur une petite inclusion d'environ 10 µm de diamètre (figure 6.19) mais la fissure amorcée ne peut se propager sur une distance assez grande pour entrer en

compétition avec la fissure externe. Par conséquent, la fissure ne s'est propagée que sur une distance de 20 µm avant de coalescer avec la fissure en provenance de la surface.

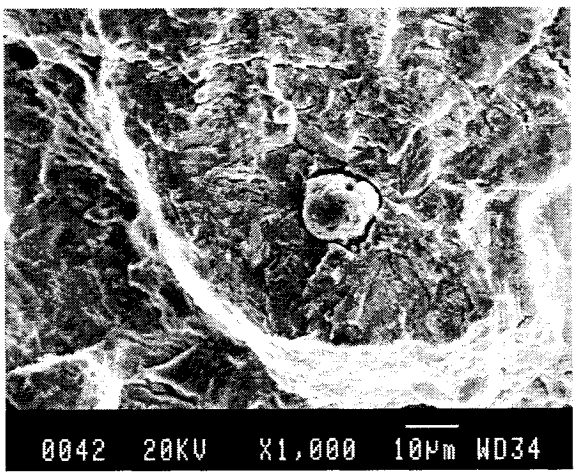


Figure 6. 19. Amorçage d'une fissure secondaire à 970 µm sous la surface de l'entaille douce

À 575 et 555 MPa, l'entaille douce nitrurée rompt à partir d'une fissure interne (figure 6.20). La fractographie est proche de celle observée sur bord lisse si ce n'est que la fissure interne principale ne peut plus s'amorcer n'importe où dans le cœur. L'œil-de-poisson s'amorce à 650 ou 675 µm sous la surface, près de l'interface entre la couche de diffusion et le cœur, sur une inclusion globulaire d'oxyde (Ca, Al, S) de 20 ou 26 µm de diamètre.

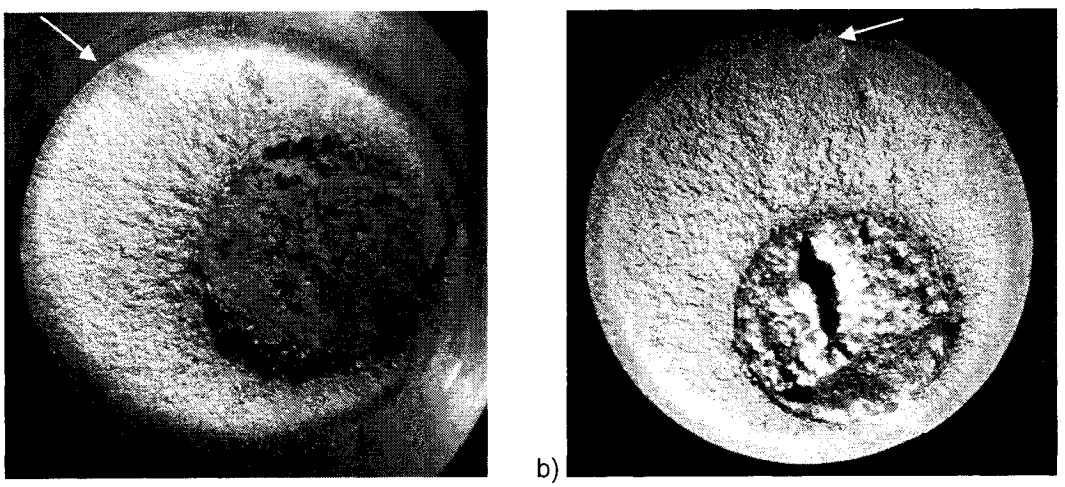


Figure 6. 20. Entaille douce nitrurée rompue après (a) 389 216 cycles à 575 MPa et (b) 807 393 cycles à 555 MPa

D'autres inclusions, plus profondes, sont soumises à une contrainte suffisante pour amorcer une fissure et ce, même à 2 mm de profondeur, soit hors du champ d'influence de l'entaille. Après s'être propagées sur seulement quelques dizaines de micromètres, ces fissures secondaires coalescent avec la fissure de surface de la même manière que la fissure secondaire présentée à la figure 6.19. La rupture finale est toujours circulaire et occupe presque la moitié de la surface de rupture (figure 6.20). Elle augmente quand la contrainte alternée passe de 556 à 575 MPa.

L'œil-de-poisson de la fissure principale (figure 6.21) a une forme asymétrique avec un rayon plus grand du côté de la surface où la résistance à la propagation est plus faible du fait d'une distribution de contrainte croissante. Il « déborde » à l'intérieur de la couche jusqu'à environ 100 µm de la surface. Comme sur bord lisse, il suscite l'amorçage d'une fissure externe quand il atteint une taille suffisante ou quand il pénètre assez profondément dans la couche.

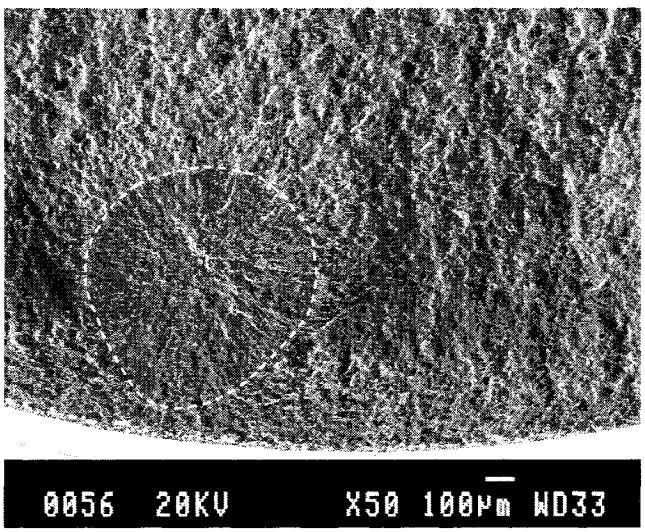


Figure 6. 21. Observation au MEB de l'œil-de-poisson et de la couche de diffusion de la surface de rupture de la figure 6.20.a

La couche de diffusion montre toujours deux zones de topographie différente. La première zone, jusqu'à 300 µm, a un aspect granuleux et la deuxième, jusqu'à 525 µm environ, a un relief beaucoup plus doux que la zone superficielle ou le cœur; elle laisse entrevoir des marques radiales qui, dans le cœur, deviennent plus prononcées et

semblent provenir de toute la couche. En vue transversale, la couche présente une surface de rupture hélicoïdale.

6.3.3.2.3 Entaille sévère

À l'échelle macroscopique, la surface de rupture présente quelques marches généralement situées derrière ou près de la rupture finale (figure 6.22). Cette dernière, de forme elliptique, occupe une faible fraction de la surface de rupture comparativement aux entailles douces et intermédiaires nitrurées; hors du champ d'influence de l'entaille, la fissure se propage sous une contrainte nominale faible de sorte que la ténacité du 4140 n'est atteinte que pour des fissures très profondes. Toutefois, la rupture finale occupe une surface plus grande que dans le métal de base de même géométrie car le cœur y est sollicité à une contrainte bien supérieure. La zone diamétralement opposée à la rupture finale est particulièrement plate, ce qui indiquerait la région d'amorçage.

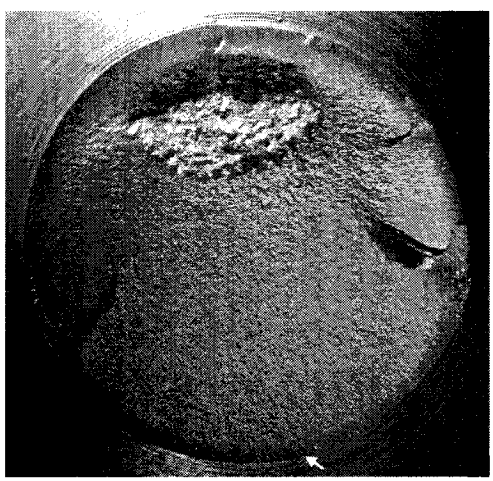


Figure 6. 22. Entaille sévère nitrurée rompue après 55 175 cycles à 275 MPa

Par analogie avec les deux autres entailles, on observe toujours une zone d'aspect granuleux qui s'étend sur environ 200 µm (figure 6.23.a) dans laquelle, à fort grossissement, on distingue des zones de fissuration intergranulaire fortement matées (figure 6.23.b) et des plages de quasi-clivage, le quasi-clivage devenant le mode de fissuration dominant à mesure qu'on s'éloigne de la surface (figure 6.23.c). À la différence des entailles plus douces, la transition entre la couche et le cœur n'est pas

aussi distincte sur la surface de rupture de l'entaille sévère. Sur plusieurs dizaines de micromètres, la surface a été fortement matée, bien plus qu'au fond d'une entaille douce. La rupture statique de la couche en fond d'entaille est d'autant plus probable qu'au fond de l'entaille sévère, la contrainte locale est proche de la limite d'élasticité de la couche.

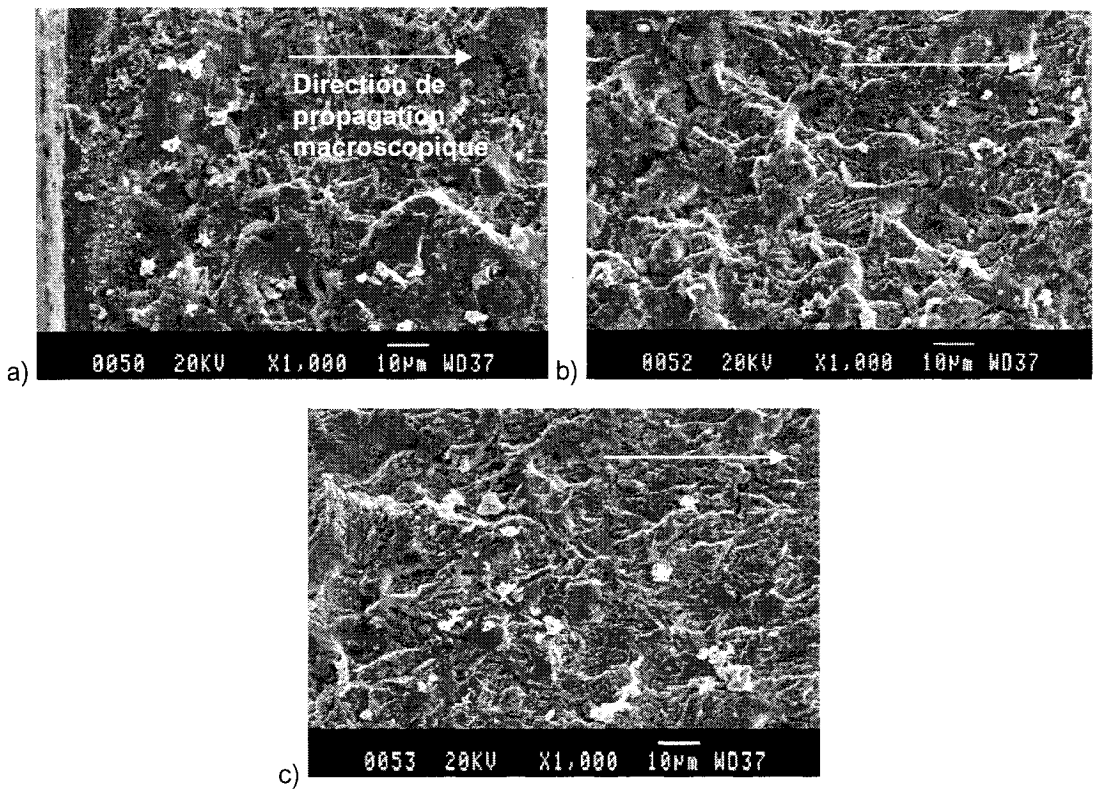


Figure 6. 23. Agrandissement de (a) la zone marquée d'une flèche sur la figure 6.22 et faciès de rupture de (b) la surface vers (c) le cœur

À cause du matage des surfaces de rupture, il n'est pas possible d'observer la présence ou l'absence de fissures non propageantes sur les éprouvettes non rompues à 175 MPa ou 225 MPa et sollicitées à une contrainte supérieure jusqu'à la ruine de l'échantillon. Le matage efface les détails fractographiques jusqu'à parfois 80 µm de profondeur; une rupture statique de la zone superficielle de la couche est possible. Après la zone matée, le faciès de rupture est semblable à celui de la figure 6.23.

6.3.4 INFLUENCE DE LA SÉVÉRITÉ D'ENTAILLE

6.3.4.1 Sensibilité de l'acier 4140 de base à l'effet d'entaille

6.3.4.1.1 Évolution de la résistance en fatigue avec la sévérité d'entaille

La courbe S-N du métal de base est décalée vers le bas et sa pente augmente quand le rayon de courbure de l'entaille diminue (figure 6.24). Ceci suggère que plus l'entaille est aiguë, plus une part importante de la durée de vie est dépensée dans la propagation d'une fissure à partir du fond d'entaille. Si la propagation est prédominante, la pente de la courbe S-N devrait s'approcher de *-1/m* sur une échelle bilogarithmique avec *m,* le coefficient de la loi de Paris telle que mesurée sur bord lisse à l'aide de la technique des répliques acétate (figure 4.47). Avec 4 points la régression donne une pente un peu plus faible de -0,247 au lieu de la pente de -0,297 pour *-1/m.*

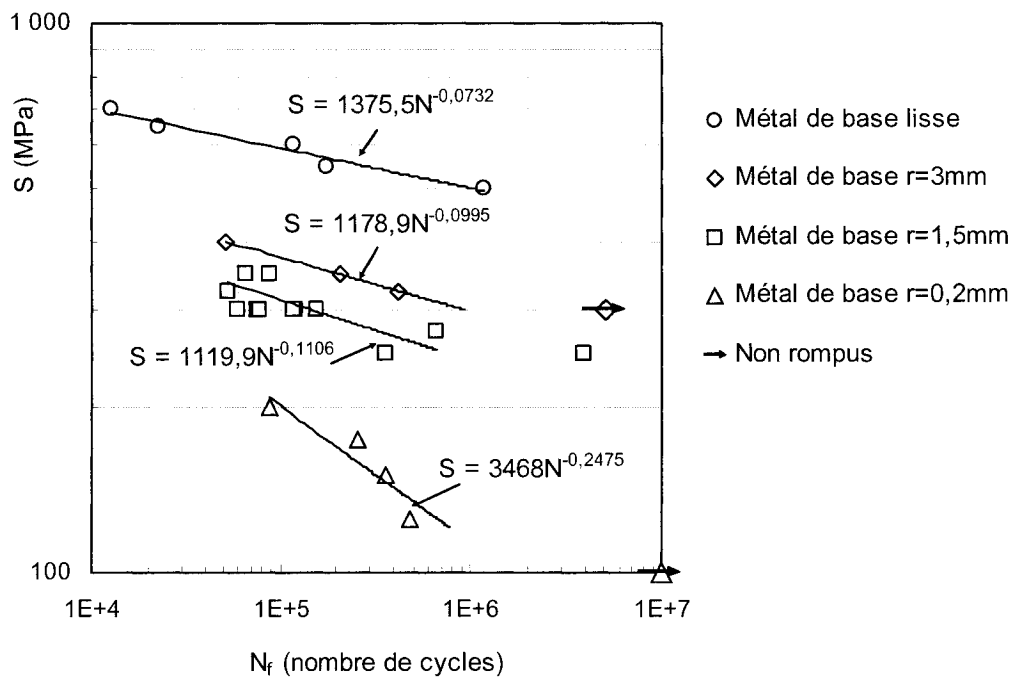


Figure 6. 24. Évolution des pentes de la courbe de Wöhler du métal de base avec K_t

Les calculs de zone plastique en fond d'entaille, brièvement présentés au chapitre V, montrent qu'au fond de l'entaille douce, il n'existe pas de zone plastique développée aux niveaux de contrainte auxquels l'entaille a été sollicitée. Pour l'entaille intermédiaire, un

rapide calcul prédit la formation d'une zone plastique vers 316 MPa quand la contrainte équivalente de Von Mises $K_t^{eq}S$ atteint 600 MPa. Cette valeur est cohérente avec les résultats en fatigue. En effet, quand la contrainte nominale appliquée à l'entaille intermédiaire est supérieure à environ 300 MPa, la pente de la courbe S-N augmente et la dispersion des durées de vie à un même niveau de contrainte diminue; d'un facteur 10 à 250 MPa, elle passe à 2,6 à 300 MPa. Près de l'endurance, la durée de vie de l'entaille dépend fortement de l'amorçage d'où une dispersion des résultats selon le nombre et la dangerosité des défauts présents. Pour les courtes durées de vie, une zone plastique est générée en fond d'entaille dès les premiers cycles de fatigue. L'amorçage devient presque négligeable devant la durée de propagation de la fissure. Pour l'entaille sévère, dès que la contrainte nominale est supérieure à 137 MPa, une zone plastique est créée. La courbe S-N tracée pour une contrainte nominale comprise entre 100 et 175 MPa montre que, pour une contrainte supérieure ou égale à 125 MPa, les points expérimentaux s'alignent sur une droite dont la pente est proche de $-1/m$. Par conséquent, presque toute la durée de vie est dépensée dans la propagation d'une fissure.

6.3.4.1.2 Pertinence des méthodes de prédiction de la durée de vie en fond d'entaille

La littérature propose différentes méthodes de prédiction du comportement en fatigue de pièces soumises à l'effet d'entaille. Ces méthodes ont été décrites au paragraphe 2.2.3. Nous allons maintenant les confronter aux résultats expérimentaux obtenus pour l'acier 4140.

Juvinall, cité par Dowling (1993), a proposé une méthode d'estimation de la courbe de Wöhler sur bord lisse connaissant la résistance à la traction du matériau, le type de sollicitation (flexion, traction...) auquel il est soumis ainsi que le fini de surface et le diamètre de l'éprouvette (*cf.* § 2.2.3.1.2). Son application à une entaille consiste ensuite à diviser la limite de fatigue et la résistance à 1 000 cycles estimées sur bord lisse par le coefficient de concentration de contrainte effectif K_f. En fait, si on suppose qu'une contrainte σ appliquée de façon homogène sur bord lisse conduit à la même durée de vie

en fatigue qu'une contrainte locale $\sigma = K_t S$ en fond d'entaille alors la limite de fatigue en fond d'entaille devrait être égale à celle sur bord lisse divisée par K_t. Cependant, une telle approche sous-estime la limite d'endurance en fond d'entaille. C'est pourquoi les méthodes de prédiction, telles que celles de Juvinall, préfèrent s'appuyer sur un coefficient effectif K_f. Pour une entaille douce, où le gradient de contrainte est faible et la zone plastique de l'entaille négligeable, l'approche $K_t S$, représentée sur la figure 6.25 sous la dénomination « Prédiction Juvinall & K_t », donne une très bonne estimation de la durée de vie en fatigue. Pour une entaille intermédiaire, l'approche est un peu plus conservatrice. Enfin, la durée de vie au fond d'une entaille sévère est sous-estimée, surtout aux courtes durées de vies.

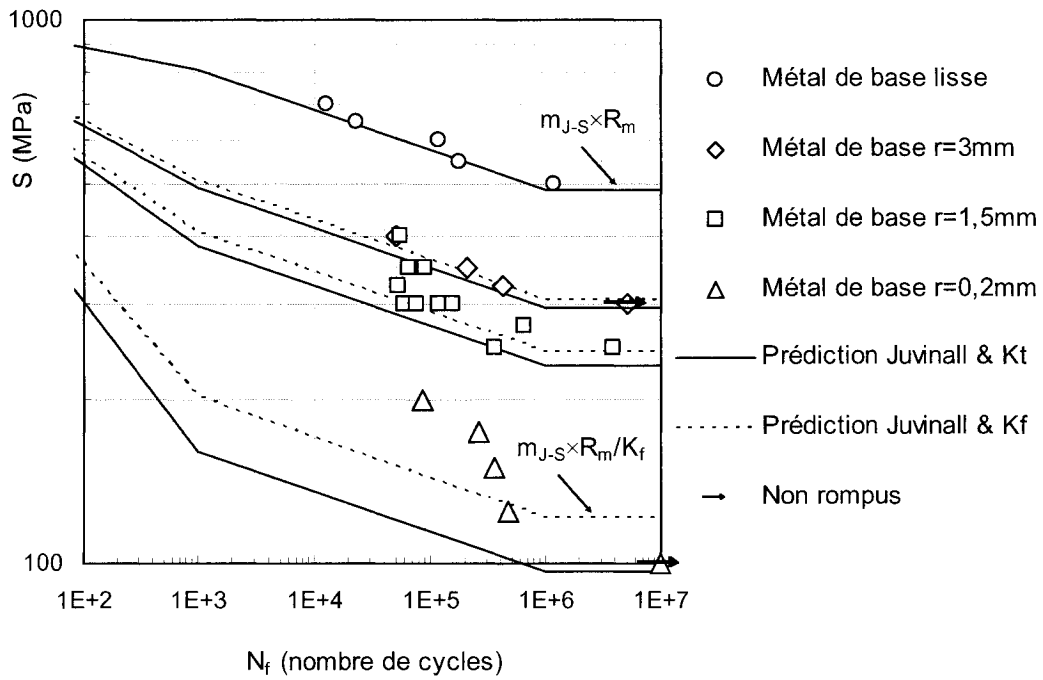


Figure 6. 25. Prédiction des courbes S-N à partir de la méthode de Juvinall (le fini de surface est supposé équivalent à un poli miroir)

Pour une vie de 500 000 cycles, le coefficient K_f mesuré est d'autant plus proche du coefficient théorique K_t calculé par éléments finis que le rayon de courbure de l'entaille est grand. Pour l'entaille douce, les deux coefficients se confondent. L'approche de Juvinall, basée sur le coefficient K_f, donne une estimation plus proche des résultats

expérimentaux mais parfois non sécuritaire dans le domaine des grandes durées de vie alors que les durées de vie finies au fond de l'entaille sévère sont toujours sous-estimées.

L'approche de déformation locale consiste à calculer une durée d'amorçage connaissant la déformation en fond d'entaille et la courbe ε-N_{am} sur bord lisse. La déformation en fond d'entaille a été calculée à l'aide du logiciel Forge 2 élastoplastique. Le calcul utilise une loi d'écrouissage linéaire puissance (§ 5.3.1.1) déduite de la littérature (Bruder et Seeger 1995). La déformation locale pour une contrainte nominale S donnée est égale à la somme de la déformation plastique équivalente, calculée par le logiciel Forge 2, et de la déformation élastique associée σ_{max}/E. Pour chaque entaille, connaissant la déformation locale, la courbe N_{am}-S (figure 6.26) peut être tracée à partir d'une courbe N_{am}-ε réalisée par Bruder et Seeger pour un acier 42CrMo4 trempé et revenu à une dureté de 330 HV (R_m = 1 075 MPa). Sur bord lisse, la durée de vie d'amorçage ainsi estimée est presque égale à la durée de vie totale. Ceci confirme que les données cycliques reportées par Bruder et Seeger peuvent être utilisées pour donner une estimation des durées d'amorçage dans l'acier 4140 de la présente étude.

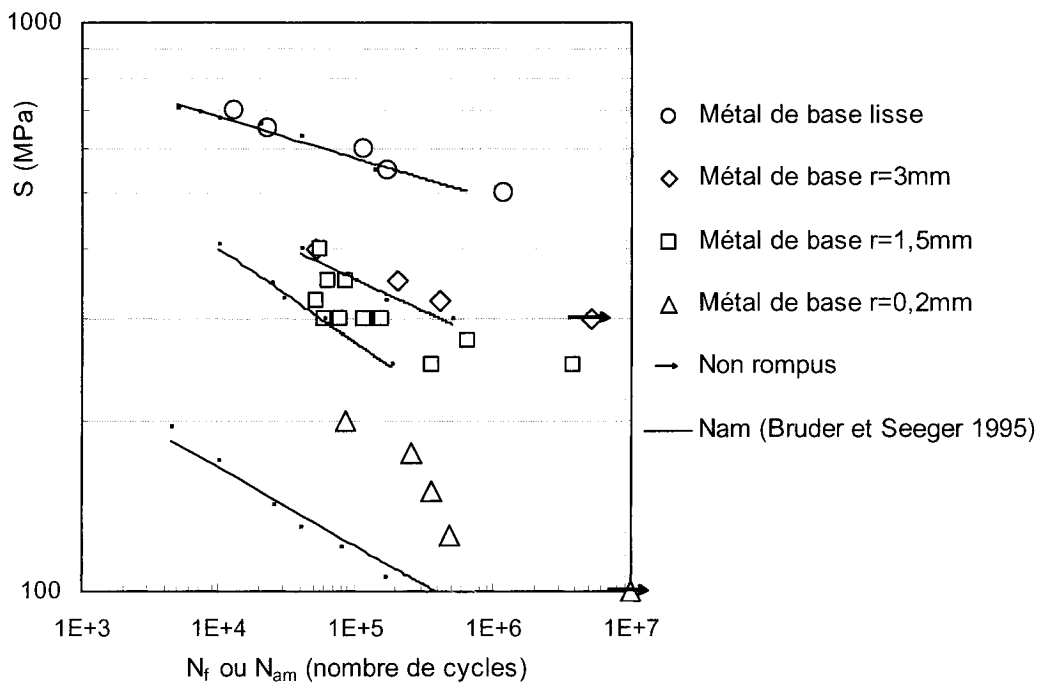


Figure 6. 26. Estimation des durées de vie d'amorçage dans le métal de base

Les durées d'amorçage estimées sont inférieures aux durées de vie mesurées et se rapprochent d'autant plus de ces dernières que l'entaille est douce. Pour l'entaille douce, l'approche de déformation locale donne une estimation assez précise de la durée de vie. Pour l'entaille intermédiaire, la durée de vie d'amorçage prédite sous-estime la durée de vie totale. Pour l'entaille sévère, la durée d'amorçage calculée est très inférieure à la durée de vie totale quelque soit le niveau de contrainte. Ceci s'explique si on considère qu'au fond d'une entaille sévère, la propagation occupe presque toute la durée de vie et qu'il faudrait additionner la durée de vie de propagation pour estimer la durée de vie totale.

Pour calculer le nombre de cycles de propagation, la fissure, qui se développe au fond de l'entaille sévère, est assimilée à une fissure circonférentielle de profondeur a se propageant dans un barreau cylindrique de diamètre $2R$ soumis à une tension axiale. Le facteur d'intensité de contrainte pour cette configuration a été développé par Sih et Tada (Neale 1997) :

$$K = Y\left(\frac{a}{R}\right) \times S\sqrt{\pi a} \qquad \text{Équation 6. 1}$$

$$Y\left(\frac{a}{R}\right) = 0{,}5\left(1-\frac{a}{R}\right)^{-3/2}\left\{1+0{,}5\left(1-\frac{a}{R}\right)+0{,}375\left(1-\frac{a}{R}\right)^{2}-0{,}363\left(1-\frac{a}{R}\right)^{3}+0{,}731\left(1-\frac{a}{R}\right)^{4}\right\}$$

Si la profondeur de fissure a est petite devant la profondeur de l'entaille (t_e = 4,76 mm), la situation est assimilée à celle d'une fissure se propageant à partir d'un bord lisse sous une distribution de contrainte $\sigma(x)$. Les distributions de contraintes élastiques ont été calculées par éléments finis (§ 5.5.2). Pour une profondeur supérieure à 20 µm, la distribution au fond de l'entaille sévère peut être approchée par la loi puissance de l'équation 6.2. L'équation, qui est représentée sur la figure 5.16, constitue une meilleure régression de la distribution de contraintes calculée par éléments finis que (6.2) mais elle n'est valide qu'entre 50 µm et 1 mm sous le fond d'entaille. Pour des fissures plus petites que 20 µm, l'expression analytique (2.9) de Creager-Paris est préférable.

$$\frac{\sigma(x)}{S} = 0{,}923x^{-0.42} \quad \text{avec } S \text{ en MPa et } x \text{ en mm} \qquad \text{Équation 6. 2}$$

Les courbes *K(a)* correspondantes sont représentées sur la figure 6.27.a. On peut aussi utiliser la méthode des solutions asymptotiques de Dowling (1979) en considérant d'abord une fissure de longueur a qui se propage à partir d'un bord lisse sous une contrainte constante K_tS; le facteur d'intensité de contrainte correspondant est représenté en pointillés sur la figure 6.27.a. Quand la fissure s'est propagée suffisamment loin du point chaud, elle équivaut à une fissure de longueur $(a+t_e)$ se propageant sous une contrainte nominale $(S' = S/4)$ calculée sur la section de l'éprouvette en l'absence d'entaille; le facteur d'intensité de contrainte correspondant est représenté en trait plein sur la figure 6.27.a. Pour les entailles intermédiaire (figure 6.27.b) et douce (figure 6.27.c), l'étude fractographique (*cf.* figure 6.10 par exemple) nous a conduit à faire des hypothèses ou approximations quant à la forme des fissures. Les solutions asymptotiques de Dowling ont donc été calculées pour une fissure de forme semi-circulaire se propageant sous une contrainte K_tS quand la fissure est petite devant l'entaille $(a < a_c)$:

$$K(a) = 1{,}023 \times \frac{2}{\pi} \times K_t S \sqrt{\pi a} \qquad \text{Équation 6. 3}$$

Puis, quand la fissure dépasse une longueur critique $(a \geq a_c)$, elle est assimilée à une fissure bande de longueur $(a+t_e)$ se propageant sous une contrainte nominale S' :

$$K(a + t_c) = 1{,}12 \times S' \sqrt{\pi (a + t_c)} \qquad \text{Équation 6. 4}$$

Considérons maintenant une fissure de profondeur a qui conserve sa forme semi-circulaire initiale quand elle se propage à travers la distribution de contrainte décroissante générée par l'entaille :

$$K(a) = 1{,}023 \times \frac{2}{\pi} \times \sigma(a) \sqrt{\pi a} \qquad \text{Équation 6. 5}$$

L'évolution avec a du facteur d'intensité de contrainte de cette fissure coïncide avec la première asymptote de Dowling et elle rejoint assez bien la deuxième asymptote à partir d'une certaine profondeur sous l'entaille. Pour l'entaille sévère, cette approche utilisant

la distribution $\sigma(x)$ prédit un facteur d'intensité de contrainte bien inférieur à celui prédit par les asymptotes de Dowling.

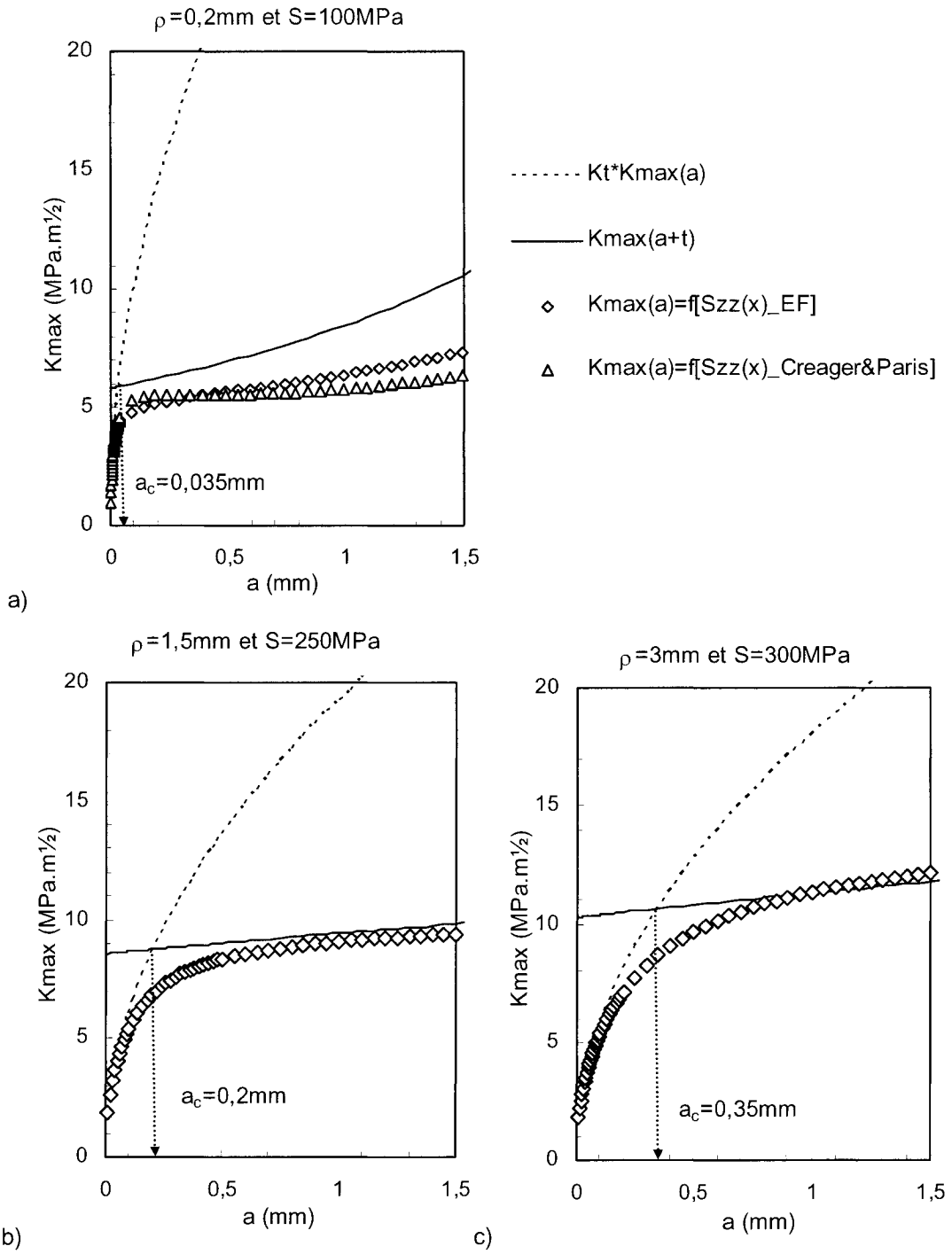


Figure 6. 27. Facteurs d'intensité de contrainte d'une fissure au fond d'une entaille (a) sévère, (b) intermédiaire et (c) douce

En supposant que la fissure en fond d'entaille obéit à une loi de Paris, la durée de vie de propagation peut être calculée en intégrant cette loi entre a_0 = 10 µm et a_f = 4,7mm. Les coefficients C et m utilisés sont ceux mesurés sur bord lisse à l'aide des répliques acétates tandis que le facteur d'intensité de contrainte utilisé est celui basé sur la distribution de contrainte de Creager-Paris pour l'entaille sévère ou sur la distribution estimée par le calcul Forge 2 pour les entailles douces et intermédiaires. Les durées de propagation calculées (figure 6.28) sont toujours inférieures aux durées de vie totales.

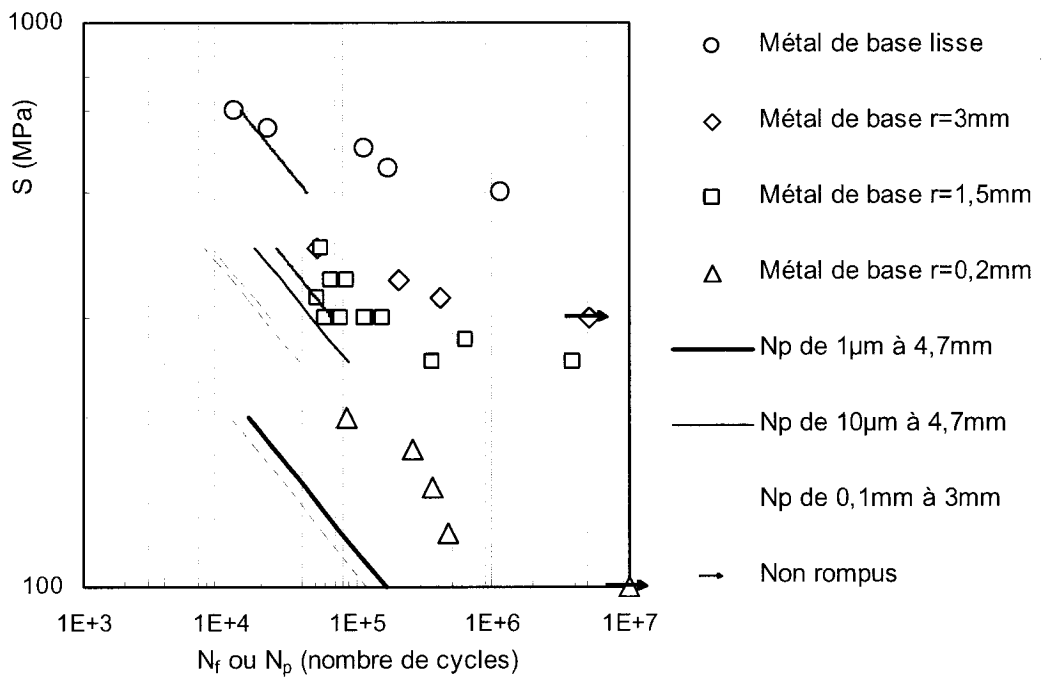


Figure 6. 28. Estimation des durées de vie de propagation en fond d'entaille dans le métal de base

Pour l'entaille sévère, même l'intégration d'une loi de Paris à partir d'une fissure de 1 µm longueur ne permet pas de caler les durées de vie de propagation sur les durées de vie totales. Le choix de la longueur initiale de fissure a_0 affecte d'ailleurs peu la durée de propagation calculée. La condition de plasticité confinée n'est pas respectée et la MLER ne peut s'appliquer. Par ailleurs, la loi de Paris mesurée sur bord lisse n'est peut être pas applicable au fond d'une entaille sévère. Une fois sortie du champ d'influence, peu

profond, de l'entaille, la fissure se comporte comme une fissure longue de longueur $(a+t_e)$ et la loi de Paris mesurée pour une fissure courte de longueur inférieure à 300 µm sous-estime la durée de propagation d'une fissure longue. La durée de vie de propagation sous-estime la durée de vie totale en fatigue de l'entaille douce : la prise en compte de la durée d'amorçage est nécessaire à l'estimation de la durée de vie totale. En fait, au fond de l'entaille douce, la propagation est négligeable devant l'amorçage sauf, peut-être, aux contraintes les plus élevées. Pour l'entaille intermédiaire, l'addition de la durée de propagation et de la durée d'amorçage permettrait une meilleure estimation dans le domaine des durées de vie finies puis, en dessous de 300 MPa environ, la durée de vie d'amorçage devient prépondérante et la propagation peut être négligée.

6.3.4.2 Sensibilité de l'acier 4140 nitruré à l'effet d'entaille : compétition entre fissure interne et fissure de surface

Pour chaque géométrie considérée, l'acier nitruré présente une pente plus faible que le métal de base (figure 6.29), ce qui supposerait que l'amorçage occupe une fraction de la durée de vie plus grande dans l'acier nitruré qu'à la surface du métal de base.

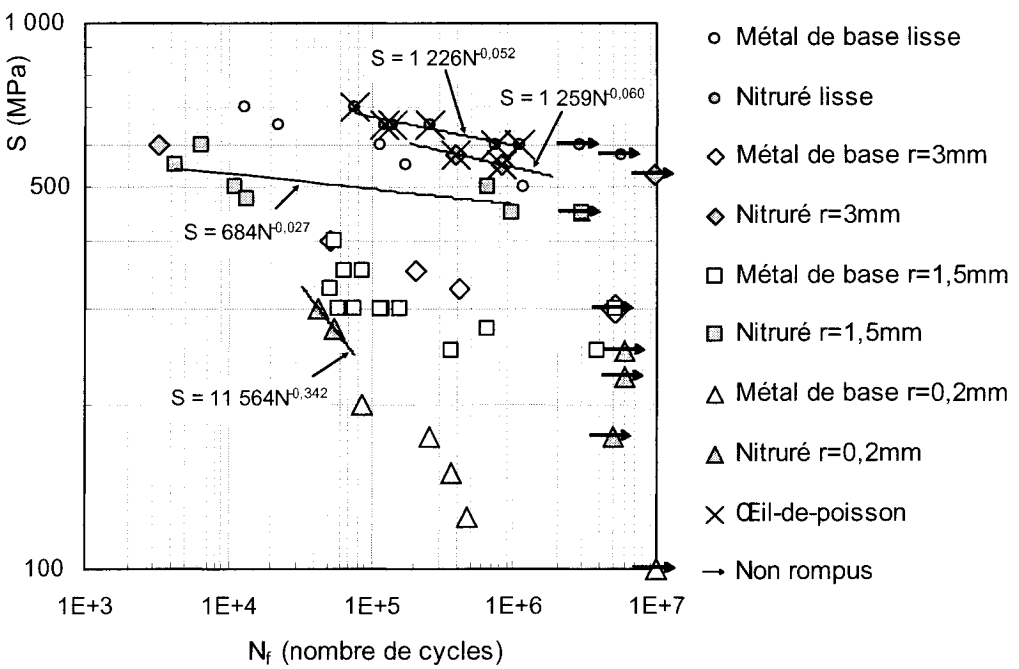


Figure 6. 29. Évolution des pentes de la courbe de Wöhler de l'acier nitruré avec K_t

Comme le remarquaient Dörr et Wagner (1996), la nitruration en fond d'entaille est plus efficace que sur bord lisse. Les résultats montrent que cette observation vaut aussi bien en traction-compression qu'en flexion rotative. En effet, sur une éprouvette lisse l'amélioration apportée par la nitruration sur l'amplitude de contrainte appliquée à une durée de vie donnée varie entre 10 à 20 %. Cette amélioration est limitée par la résistance intrinsèque du matériau de cœur qui rompt en fatigue avant la couche nitrurée. Sur une éprouvette entaillée, l'amélioration pour les longues durées de vie varie entre 80 % et au moins 100 % voire 150 %. Elle est au moins quatre fois plus élevée que celle obtenue sur bord lisse. Pour les courtes durées de vie, elle tend à diminuer et il est probable que l'acier nitruré rejoigne le métal de base en fatigue oligocyclique. Le mécanisme interne qui, sur bord lisse, limitait la performance du matériau nitruré est « neutralisé ». En présence d'un gradient de contrainte suffisamment élevé, par exemple pour les entailles sévère et intermédiaire, la compétition entre fissures interne et externe n'existe plus. La contrainte appliquée sous la couche est toujours inférieure à la résistance en fatigue du cœur (600 MPa) et l'éprouvette nitrurée rompt à partir d'une fissure amorcée en surface. La fissure doit se propager à travers la surface nitrurée et on profite alors pleinement du traitement de la surface sans être limité par la résistance interne du métal de base. Pour l'entaille douce représentative d'une éprouvette de 4 mm de diamètre sollicitée en flexion rotative, le gradient de contrainte à partir de la surface est encore suffisamment doux pour que la contrainte sous la couche permette l'amorçage d'une fissure interne. En flexion rotative, l'effet d'échelle concerne le bord lisse aussi bien que l'entaille. Plus le diamètre de l'éprouvette est petit, plus la contrainte disponible sous la couche de diffusion sera faible par rapport à la contrainte nominale. Il faut être prudent en appliquant les résultats obtenus sur des éprouvettes de laboratoire à des pièces en service de plus grandes dimensions puisque la contrainte sous la couche peut être supérieure à celle ressentie par une éprouvette de petit diamètre.

La courbe de fatigue du métal de base entaillé peut être prédite par la résistance en fatigue sur bord lisse que divise le coefficient de concentration de contrainte théorique :

$$S_{D\_externe}^{entaille} = \frac{S_{D\_externe}^{lisse}}{K_t} \qquad \text{Équation 6. 6}$$

Cette contrainte critique d'amorçage donne une estimation raisonnable de la résistance en fatigue du métal de base en fonction de K_t au moins pour les entailles douce et intermédiaire (figure 6.30). Le métal de base est sensible à l'effet d'entaille mais le coefficient de concentration de contraintes effectif K_f est inférieur à K_t pour l'entaille sévère de K_t environ égal à 5. Pour une entaille sévère, il faut prendre en considération une contrainte critique de propagation. En s'inspirant de l'étude de Frost *et al.* (1974) et en supposant que les preuves fractographiques de la présence d'une fissure non propageante au fond de l'entaille sévère sollicitée à 100 MPa (figure 6.13) sont suffisantes, la contrainte critique de propagation dans le métal de base serait comprise entre 100 et 125 MPa. L'entaille sévère de rayon 0,2 mm peut être assimilée à une fissure circonférentielle de profondeur t_e dont le facteur d'intensité de contrainte obéit à l'équation 6.1. La condition de propagation de la fissure s'écrit alors :

$$K_s = Y\left(t_e/D\right) S_s' \sqrt{\pi t_e} \qquad \text{Équation 6. 7}$$

L'application numérique donne un seuil de propagation compris entre 5,8 et 7,3 MPa$\sqrt{m}$, ce qui est dans l'ordre de grandeur En effet, d'après la littérature, le seuil de propagation à $R_\sigma = 0$ pour une limite d'élasticité de 830 MPa serait de 5,9 ou 7,4 MPa$\sqrt{m}$ selon l'équation empirique choisie (Lampman *et al.* 1996, p211).

Pour l'acier nitruré, il convient de distinguer le mécanisme de fissuration interne du mécanisme externe. Pour le mécanisme externe, l'allure de la courbe de fatigue en fonction de K_t peut être estimée, comme pour le métal de base, par la contrainte critique d'amorçage (équation 6.6). La limite de fatigue externe de l'acier nitruré (figure 6.30) a été estimée à l'aide de la limite de fatigue mesurée sur l'entaille intermédiaire multipliée par le coefficient de concentration de contrainte $K_t = 2{,}11$ correspondant, soit environ 1 000 MPa au lieu de 500 MPa pour le métal de base. Ce faisant, on suppose que l'acier nitruré est élastique et qu'il est au moins aussi sensible que le métal de base à l'effet

d'entaille. La deuxième hypothèse se justifie par le fait que l'acier nitruré est plus dur que le métal de base et que les métaux durs sont sensibles à l'effet d'entaille. La limite de fatigue pour l'entaille sévère nitrurée est comprise entre 250 et 275 MPa, ce qui est plus du double qu'avec le métal de base. Outre l'augmentation de la contrainte critique d'amorçage, la contrainte critique de propagation dans l'acier nitruré devrait être plus élevée avec l'effet de fermeture des contraintes résiduelles de compression sur l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte.

Pour ce qui est du mécanisme interne, la résistance en fatigue associée à l'œil-de-poisson se calcule en supposant que la fissure s'amorce sous la couche ($z_{am} \approx$ 675-700 µm) quand la contrainte à cette profondeur atteint la résistance en fatigue interne mesurée sur bord lisse :

$$S_{D\_interne}^{entaille} = \frac{S_{D\_interne}^{lisse}}{f\left(z_{am}/\rho\right) \times K_t} \qquad \text{Équation 6. 8}$$

La fonction $f(x/\rho)$ (5.18) décrit la distribution de la contrainte normalisée $\sigma_{zz}/(K_tS)$. Elle est une fonction unique et indépendante de la géométrie pour x/ρ inférieur à 0,3. D'après les distributions de contrainte axiale calculées par Forge 2 pour chacune des géométries à x = 0,7 mm, on obtient la courbe de rupture interne tracée sur la figure 6.30. À cette courbe est associée une bande de dispersion (zone hachurée) dont la largeur a été estimée sur bord lisse. Dans un premier temps, le produit $K_t \times f$ augmente car K_t augmente plus vite que f ne diminue et la résistance en fatigue interne diminue quand le gradient de contrainte χ augmente. Puis, pour un gradient élevé comme celui de l'entaille sévère, le produit $K_t \times f$ tend vers une valeur unitaire; sous la couche nitrurée, la contrainte locale tend vers la contrainte nominale et la résistance interne tend vers celle sur bord lisse. Notons cependant que dans une pièce entaillée de dimensions finies, la contrainte sous une couche profonde peut être inférieure à la contrainte nominale et que dans une éprouvette de flexion rotative, la contrainte en sous-couche est systématiquement inférieure à la contrainte nominale et ce d'autant plus que le gradient de contrainte de

l'entaille est grand. En terme de contrainte nominale, la résistance en fatigue du mécanisme interne est alors plus grande en fond d'entaille que sur bord lisse et elle augmente avec le gradient de contrainte (figure 2.31). De K_t égal à 1 jusqu'à K_t égal à 2,11, la résistance en fatigue interne mesurée en traction-compression diminue avec χ mais de façon beaucoup plus modérée que la résistance en fatigue externe. Par ailleurs, d'après les équations (5.18) et (6.8), si la profondeur de nitruration augmente, on peut prévoir que la fonction f diminue et que, par conséquent, la résistance interne en fond d'entaille augmente; cela correspond aux résultats observés en flexion rotative.

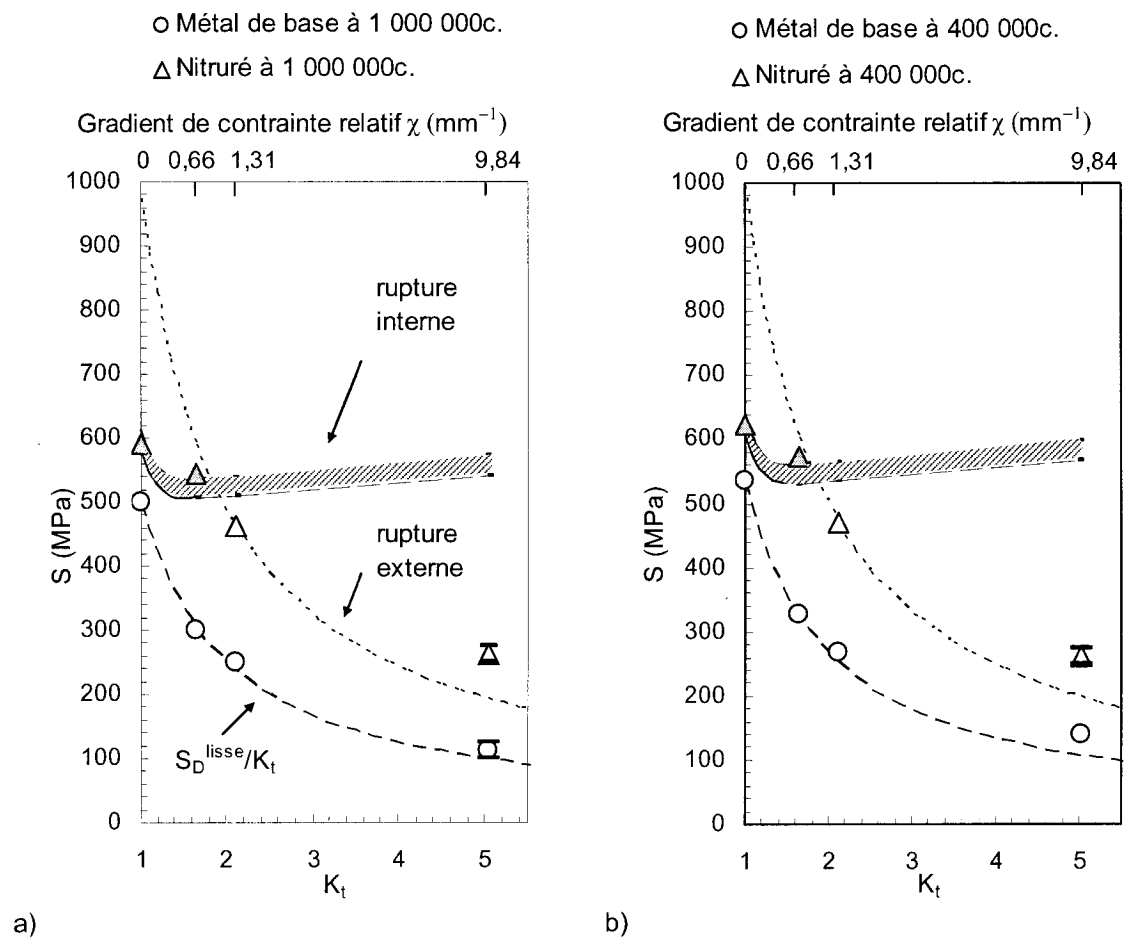


Figure 6. 30. Résistance en fatigue (a) à 1 000 000 cycles et (b) à 400 000 cycles en fonction de K_t pour les mécanismes de fissuration interne et externe

Les résistances aux mécanismes interne et externe se croisent pour une géométrie d'entaille comprise entre l'entaille douce et l'entaille intermédiaire. Il existe donc un gradient de contrainte χ pour lequel fissuration interne et fissuration externe sont également probables. À 1 million de cycles, si le gradient de contrainte χ est suffisamment grand pour qu'il n'y ait pas de déformation plastique à cœur, le rapport entre la résistance en fatigue du mécanisme externe et celle du mécanisme interne s'écrit :

$$\frac{S_{D-externe}^{entaille}}{S_{D-interne}^{entaille}} = \frac{1000}{600} f\left(z_{am}/\rho\right) \qquad \text{Équation 6. 9}$$

D'après le tableau 2.1, le gradient de contrainte relatif en fatigue axiale s'écrit :

$$\chi = \frac{2}{\rho} \qquad \text{Équation 6. 10}$$

L'application de l'équation 2.12 avec la fonction f de l'équation 5.18 nous permet bien de retomber sur l'équation 6.10 et de vérifier la corrélation entre le gradient calculé par éléments finis et la formule issue de la littérature. La fonction f peut se réécrire en fonction de χ :

$$f(x\chi) = 0{,}65(x\chi)^2 - x\chi + 1 \qquad \text{si } x\chi \le 0{,}6 \qquad \text{Équation 6. 11}$$

À $x = z_{am}$ et en supposant $z_{am} \cong z_n$:

$$f(z_n\chi) = 0{,}65(z_n\chi)^2 - z_n\chi + 1 \qquad \text{si } z_n\chi \le 0{,}6 \qquad \text{Équation 6. 12}$$

En remplaçant l'équation 6.12 dans 6.9, le rapport, à 1 million de cycles, entre les résistances en fatigue externe et interne en fond d'entaille s'écrit :

$$\frac{S_{D-externe}^{entaille}}{S_{D-interne}^{entaille}} = 1{,}66 \times f(z_n\chi) = 1{,}079(z_n\chi)^2 - 1{,}66(z_n\chi) + 1{,}66 \quad \text{si } z_n\chi \le 0{,}6 \qquad \text{Équation 6. 13}$$

Le rapport de la résistance en fatigue du mécanisme externe sur la résistance en fatigue du mécanisme interne diminue quand le produit $z_n\chi$ augmente et atteint presque une

valeur unitaire à la limite de validité de la fonction f à une profondeur $x = 0{,}3\rho$ ou pour un produit $z_n\chi = 0{,}6$.

Pour que la résistance intrinsèque du métal de base ne limite pas la résistance de la pièce nitrurée, il faut que la résistance en fatigue du mécanisme interne soit supérieure à celle du mécanisme externe. En remplaçant la profondeur d'amorçage par la profondeur de nitruration, le rapport des résistances devient inférieur à l'unité quand $z_n\chi > 0{,}6$, ce qui correspond à peu près à la limite de validité de la fonction $f(x/\rho)$. L'application numérique donne, pour une profondeur de nitruration de 700 µm, un gradient de contrainte critique de 0,86 mm^{-1} auquel correspond une transition d'un mécanisme de fissuration interne dans le métal de base vers un mécanisme de fissuration externe à travers la couche nitrurée. Le gradient de 0,66 mm^{-1} de l'entaille douce ne suffit pas à provoquer cette transition qui dépend non seulement du gradient de contrainte relatif χ mais aussi de la profondeur de nitruration z_n. Pour un gradient aussi doux que 0,66 mm^{-1}, il faudrait une profondeur de nitruration au moins supérieure à 910 µm. Cependant, comme la résistance à la fissuration externe dépend de la dureté et des contraintes résiduelles qui diminuent pour les longues nitrurations, la résistance en fatigue sur bord lisse est probablement inférieure à 1 000 MPa pour une couche de nitruration profonde. Pour l'entaille intermédiaire ($\chi \approx 1{,}25\ mm^{-1}$), le mécanisme interne présente une résistance en fatigue plus grande que le mécanisme externe de sorte que c'est uniquement ce dernier qu'on observe. La contrainte sous la couche n'est pas suffisante pour amorcer une fissure.

Le modèle développé ici est purement élastique et néglige la redistribution des contraintes entre la couche et le cœur quand le cœur se déforme plastiquement. Si le gradient de contrainte relatif χ est assez grand pour qu'il n'y ait pas de déformation plastique en sous-couche, l'équation 6.6 qui décrit la contrainte critique d'amorçage en surface est valide. Par exemple, si on considère, pour l'acier nitruré, une contrainte nominale S suffisante pour que la résistance en fatigue de la surface à un million de cycles soit atteinte, on s'aperçoit que, pour l'entaille sévère et l'entaille intermédiaire, ni

la limite d'élasticité cyclique du cœur, ni sa résistance en fatigue à 10^6 cycles ne sont atteintes en sous-couche (figure 6.31).

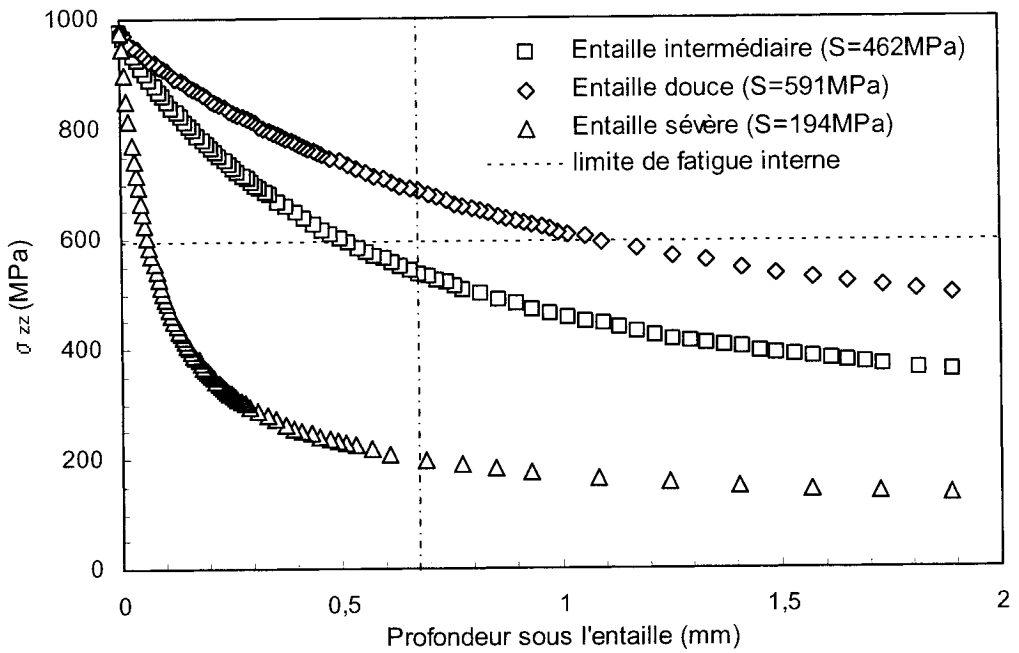


Figure 6. 31. Distributions de la contrainte axiale σ_{zz} pour une contrainte maximale égale à la résistance en fatigue de la surface à 10^6 cycles

La fissuration de la surface sera nécessairement plus rapide que la fissuration interne qui demanderait une contrainte nominale plus grande. Par contre, pour l'entaille douce, il se produit en sous-couche une déformation plastique macroscopique avant que la limite de fatigue de la surface (1 000 MPa) calculée selon le modèle élastique soit atteinte. D'ailleurs, le gradient de contrainte est assez doux pour que des fissures s'amorcent à des inclusions aussi profondes que 2 mm bien que seules les fissures amorcées à l'interface couche/cœur disposent d'une contrainte suffisante pour se propager et déboucher en surface. Une meilleure description de la résistance en fatigue des entailles douces serait obtenue par un modèle élastoplastique qui prenne en compte la nature composite de l'acier nitruré.

6.3.5 REPRÉSENTATIVITÉ DES ESSAIS DE FLEXION ROTATIVE SUR BORD LISSE

En présence d'un gradient de contraintes, la limite de fatigue d'une entaille représentative d'une pièce en service ($K_t = 2,11$) ne peut être estimée à partir des essais en flexion rotative sur bord lisse. En effet, bien que la flexion rotative implique un gradient de contrainte appliquée, ce gradient est généralement plus doux que ceux rencontrés en fond d'entaille dans les pièces en service. Le mécanisme de fissuration interne prépondérant en flexion rotative et au fond d'une entaille douce n'est pas représentatif du mécanisme de fissuration externe qui agit au fond d'une entaille intermédiaire ou sévère. Quant à la représentativité des pièces sans gradient, les inconvénients de la flexion rotative ont déjà été évoqués : effet du gradient, effet d'échelle et effet du faible volume sollicité. Ces différents effets font que l'application des résultats en flexion rotative à des pièces en service de grandes dimensions et/ou pouvant être soumises à une contrainte de tension uniforme est dangereuse. Les essais en traction alternée donnent au contraire une estimation sécuritaire de la résistance en fatigue. Sur bord lisse, ces essais permettent de mesurer la résistance interne du matériau qui constitue la résistance en fatigue minimale de la pièce nitrurée. Sur des éprouvettes entaillées, les essais en traction-compression permettent d'estimer au plus près la résistance en fatigue d'une pièce en service à condition d'utiliser un gradient de contraintes représentatif de cette pièce.

CONCLUSIONS

La fatigue à grand nombre de cycles d'un acier 4140 nitruré par voie gazeuse a été étudiée en chargement axial.

Dans un premier temps, différentes durées de traitement ont été choisies afin d'obtenir trois profondeurs de diffusion de 400, 700 et 1 000 µm et étudier l'effet de la profondeur de nitruration sur les performances de l'acier 4140 en fatigue axiale. L'étude a permis de tirer les conclusions suivantes.

La profondeur de nitruration augmente avec la durée du traitement en suivant une loi parabolique qui indique que la nitruration est contrôlée par la diffusion de l'azote dans l'acier. Avec le temps de traitement, la profondeur de durcissement augmente mais la dureté en surface diminue. Une même remarque peut être faite pour les contraintes résiduelles de compression. La diminution de la dureté et des contraintes résiduelles en surface s'explique notamment par un grossissement des précipités de nitrures de chrome. De plus, un adoucissement du matériau de cœur non nitruré a été observé pour les longues durées de nitruration; l'adoucissement, faible pour la couche moyenne (14 h), est assez important pour la couche profonde (56 h). Le maintien à la température de nitruration pendant une longue durée équivaut à poursuivre le revenu initialement subi par l'acier de base.

Les traitements de parachèvement de la nitruration comme l'oxydation ou la trempe ne semblent affecter ni le profil de dureté obtenu après nitruration classique, ni les contraintes résiduelles. Aucun effet, positif ou négatif, n'est observé sur la résistance en fatigue de l'acier nitruré qui rompt par un mécanisme interne.

La limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % de déformation plastique d'un acier 4140 augmente légèrement avec la profondeur de nitruration; de 990 MPa pour le métal de base, elle passe à 1 050 MPa pour l'acier nitruré avec une couche de diffusion profonde.

Cependant, la résistance à la traction n'est pas améliorée par la couche nitrurée et la ductilité est fortement abaissée. Un acier nitruré à cœur rompt à environ 1 400 MPa presque sans aucune déformation plastique. Le matériau de base et le matériau de la couche nitrurée ont des propriétés élastiques (module d'Young et coefficient de Poisson) très voisines. Aux petites déformations, la plus grande résistance de l'acier nitruré par rapport au métal de base laisse présager une amélioration de la résistance en fatigue pour de faibles déformations appliquées, autrement dit dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. Pour de grandes déformations, la faible ductilité de la couche entraîne une rupture brutale, qui, en traction monotone, se traduit par des fissures annulaires réparties sur la surface de l'éprouvette tandis que le cœur se déforme plastiquement.

La fatigue d'un acier nitruré met en compétition une fissure de surface qui s'amorce et se propage dans un champ de contraintes résiduelles de compression à travers une surface durcie et une fissure interne qui s'amorce sur une inclusion non métallique ou une discontinuité microstructurale et se propage sous vide pour former une fissure circulaire dite en « œil-de-poisson ». La couche de diffusion mince retarde l'amorçage et la propagation de fissures en surface mais l'amélioration de la durée de vie en fatigue est faible. Les éprouvettes dotées d'une couche mince rompent par fissuration externe sauf aux plus bas niveaux de contraintes. Pour les éprouvettes dotées d'une couche moyenne ou profonde, l'amélioration de la durée de vie en surface est suffisante pour que la rupture résulte toujours d'une fissure interne.

La nitruration de type « couche moyenne » est recommandée pour les applications industrielles car la nitruration profonde nécessite plus de temps et d'argent. De plus, la couche de diffusion profonde n'est pas associée à des durées de vie plus longues et peut même être associée à des durées de vie plus courtes que la couche moyenne. La profondeur de nitruration doit être suffisante pour éviter une trop forte redistribution des contraintes dans la couche nitrurée quand le cœur commence à se déformer plastiquement. Il faut respecter un compromis entre une couche suffisamment épaisse pour répondre à l'impératif précédemment cité et un temps de nitruration suffisamment

court pour éviter une diminution trop importante de la dureté et donc de la résistance à cœur.

Sur les éprouvettes nitrurées avec une couche de diffusion profonde, la présence d'une couche de combinaison, bien que d'épaisseur irrégulière, ne favorise pas l'amorçage d'une fissure de surface; toutes les éprouvettes soumises à une nitruration profonde (1 mm) ont rompu à partir de fissures amorcées en interne. Par contre, l'homogénéité de la couche de diffusion est primordiale et une projection d'une gouttelette de la peinture utilisée pour le masquage des têtes sur la zone utile de l'éprouvette, c'est-à-dire sur le fût cylindrique, peut réduire à néant l'amélioration apportée par la nitruration; la fissure s'amorce sur la projection à l'endroit où la diffusion de l'azote s'est faite de manière incomplète et aucune amélioration de la durée de vie n'est mesurée par rapport au métal de base.

Au contraire de ce qui se passe en flexion, rien ne prouve que, en fatigue axiale, la durée de vie interne dépende de la profondeur de nitruration. La présence de contraintes résiduelles de traction, telles qu'observées sous la couche de diffusion moyenne par exemple, ne semble pas y influencer l'amorçage des fissures internes. Sous une contrainte appliquée uniforme, les fissures en « œil-de-poisson » peuvent s'amorcer n'importe où dans le cœur. Aux longues durées de vie, l'amélioration de la résistance en fatigue axiale varie entre 17 et 23 %, ce qui est bien moins que les valeurs de 30 à 50 % reportées en flexion rotative.

Bien qu'elle influence la morphologie des cassures, la profondeur d'amorçage n'influence pas de manière sensible la durée de vie en interne. D'après les observations fractographiques, si l'œil-de-poisson amorcé à cœur atteint une taille suffisante pour que la contrainte sur le ligament non brisé atteigne la résistance de la couche, celle-ci rompt en statique et on observe peu ou pas de fissuration en fatigue de la couche rompue vers le cœur. Mais, si l'œil-de-poisson s'amorce près de l'interface entre la couche et le cœur, il ne peut atteindre une taille suffisante pour rompre la couche en statique et il se

propage à l'intérieur de la couche jusqu'à susciter l'amorçage d'une fissure de surface qui se propage ensuite dans le cœur. Il n'existe pas de corrélation entre le rayon de l'œil-de-poisson ou sa profondeur d'amorçage et l'amélioration de la durée de vie. La durée de vie de propagation ne représente probablement qu'une faible fraction de la durée de vie totale, qui est gouvernée par l'amorçage et la propagation d'une fissure courte au voisinage du défaut interne. Le calcul d'une durée de vie de propagation ne suffit pas à estimer la durée de vie totale et les contraintes résiduelles de traction du cœur influencent peu le résultat du calcul.

D'une manière générale, la résistance en fatigue interne augmente avec la dureté et la propreté inclusionnaire du métal de base. La durée de vie interne de l'acier nitruré n'est que trois fois celle du métal de base si la taille de l'inclusion sur lequel s'amorce l'œil-de-poisson est d'environ 50 µm. Un acier « sale » ne verra pas sa durée de vie augmentée de manière importante par la nitruration.

Des essais de fatigue sur des éprouvettes à fût toroïdal montrent, pour le même acier et le même traitement de nitruration, des résistances en fatigue globalement supérieures à celles obtenues sur des éprouvettes à fût cylindrique. Le plus petit volume sollicité sous forte contrainte de l'éprouvette à fût toroïdal ne permet pas toujours de solliciter les plus gros défauts présents dans le matériau.

La superposition d'une contrainte moyenne de tension diminue la résistance en fatigue interne plus qu'elle ne diminue la résistance en fatigue externe du métal de base. La parabole de Gerber prédit correctement la sensibilité du métal de base à une contrainte moyenne de tension mais elle sous-estime celle du mécanisme de fissuration interne pour lequel la loi de Goodman est plus sécuritaire.

Un modèle de propagation de fissure courte, qui s'appuie sur l'effet des contraintes résiduelles de compression sur la fermeture des fissures, ne suffit pas à expliquer l'importante amélioration de la durée de vie de la surface nitrurée. La relaxation possible des contraintes résiduelles pendant le chargement cyclique ne semble pas être en cause

puisque leur stabilité a été vérifiée par des mesures après 1 000 cycles de fatigue. L'influence globale de la profondeur de nitruration ne peut être prédite par un modèle basé sur le comportement en fatigue de matériaux homogènes et ce, que l'on considère l'amorçage ou bien la propagation.

À une contrainte appliquée supérieure ou égale à 600 MPa, l'écart entre la couche mince, qui rompt par un mécanisme de fissuration externe, et la couche moyenne, dont la surface a une durée de vie suffisamment longue pour que l'éprouvette rompe par le mécanisme interne, peut s'expliquer si l'acier nitruré est assimilé à un composite ou bimatériau formé de deux éléments : une couche nitrurée dure et un cœur « ductile ». Quand la contrainte nominale appliquée est suffisante pour que le cœur se déforme plastiquement, la contrainte locale à cœur est limitée par la contrainte d'écoulement et la contrainte dans la couche élastique devient supérieure à la contrainte nominale car la couche doit transmettre une charge plus grande. Pour une contrainte nominale donnée, plus la couche est mince, plus sa contrainte locale est élevée.

Dans un deuxième temps, l'effet d'entaille a été étudié sur le comportement en fatigue axiale à $R_\sigma = -1$ de l'acier 4140 nitruré à une profondeur moyenne dont l'étude sur bord lisse a démontré qu'elle était « suffisante » pour que la fissuration en fatigue se produise toujours en interne.

L'influence de la sévérité d'entaille a été explorée sur trois géométries d'éprouvettes dotées d'une entaille en V axisymétrique de 90° d'angle d'ouverture. Un calcul par éléments finis a permis de choisir les rayons de courbures de façon à ce que les distributions de contraintes soient représentatives, respectivement de l'entaille la plus douce à la plus aiguë, du gradient de contraintes auquel est soumise une éprouvette lisse de 4 mm de diamètre sollicitée en flexion rotative, du gradient de contraintes au pied de denture d'un engrenage de géométrie donnée et, enfin, d'un gradient de contrainte particulièrement abrupt. Les coefficients théoriques de concentration de contraintes K_t

calculés par Forge 2 pour ces trois géométries sont respectivement de 1,65, 2,11 et 5,03 avec des gradients de contrainte relatifs d'environ 0,66, 1,31 et 9,84 mm^{-1}.

L'acier 4140 de base est sensible à l'effet d'entaille. C'est pourquoi la contrainte critique d'amorçage $S_D^{entaille} = S_D^{lisse}/K_t$ donne une bonne estimation de la résistance en fatigue à 1 million de cycles pour les entailles douces et intermédiaires. Toutefois, d'après l'allure des courbes de fatigue, plus l'entaille est aiguë, plus une part importante de la durée de vie est consacrée à la propagation. Au fond de l'entaille sévère, la fractographie a d'ailleurs mis en évidence l'existence possible de fissures non propageantes.

La présence d'une entaille en V avec un angle d'ouverture de 90° n'affecte pas le profil de dureté même au fond de l'entaille la plus aiguë ($\rho = 0,2$ mm). La diffusion de l'azote se fait de façon homogène autour du fond d'entaille.

La nitruration permet de diminuer la sensibilité du 4140 à l'effet d'entaille en remontant la courbe S-N de l'éprouvette entaillée à de plus grandes résistances en fatigue. Pour les entailles douce et intermédiaire, l'effet d'entaille est effacé puisque la résistance en fatigue de l'acier entaillé et nitruré rejoint voire dépasse la résistance en fatigue du métal de base lisse.

Pour les trois géométries d'entailles, l'amélioration de la résistance en fatigue apportée par la nitruration est nettement supérieure à celle sur bord lisse (au mieux 20 %) dans le domaine des grandes durées de vie. À 1 million de cycles, la résistance en fatigue de l'acier nitruré est, par rapport au métal de base, améliorée de 80 % au fond de l'entaille douce, de 100 % au fond de l'entaille intermédiaire représentative d'un engrenage et d'au moins 100 % au fond de l'entaille sévère.

Seule l'entaille douce rompt par un mécanisme de fissuration interne amorcé sous la couche de diffusion. Les entailles intermédiaires et sévères rompent toujours à partir d'une fissuration externe. De la surface vers le cœur, on observe la rupture très plate de la couche blanche suivie d'une zone de fissuration intergranulaire dans la partie la plus

superficielle de la couche de diffusion; la fissuration intergranulaire traduirait une rupture partiellement statique de la couche en fond d'entaille. Puis, toujours à l'intérieur de la couche de diffusion, on observe de plus en plus de quasi-clivage à mesure qu'on s'éloigne du fond d'entaille; la fissure formée par la couche rompue se propagerait rapidement vers le cœur.

Ni la fatigue axiale, ni la flexion d'éprouvettes lisses ne permettent d'estimer la performance en fatigue au fond d'une entaille aussi sévère que celle existant en pied de denture d'un engrenage. Dans une telle situation, le gradient de contrainte est suffisamment élevé pour que la rupture à partir d'un défaut interne soit improbable. L'amélioration apportée par la nitruration sur la durée de vie en fatigue de la surface est pleinement mise à profit quand les fissures s'amorcent et se propagent à la surface. L'entaille sévère n'a pas mis en évidence un effet néfaste de la surface nitrurée fragile en présence d'une concentration de contraintes élevée.

L'entaille douce nitrurée, dont le gradient de contrainte est représentatif d'une éprouvette de flexion rotative, a, en terme de contrainte maximale en surface, une résistance en fatigue à 10^6 cycles qui est environ 1,5 fois celle de l'éprouvette lisse nitrurée sollicitée en traction-compression sous une contrainte homogène; la résistance interne du métal de base serait donc surestimée par la flexion rotative d'un facteur 1,5. En fait, la fissure s'amorce en sous-couche pour une même contrainte critique d'amorçage que dans le cœur de l'éprouvette lisse : $K_t \times f(z_{am}/\rho) \times S_D^{entaille} = S_D^{lisse}$. Par conséquent, le facteur de surestimation 1,5 correspond à $1/f(z_{am}/\rho)$. Des fissures internes peuvent s'amorcer aussi profondément que 2 mm sous la surface du fond d'entaille mais seules les fissures amorcées à l'interface entre la couche et le cœur se propagent jusqu'à provoquer la rupture de l'éprouvette.

L'amélioration apportée par la nitruration sur la résistance en fatigue dépend du gradient de contrainte auquel est soumise la pièce en service. La résistance en fatigue de l'acier 4140 de base est assez bien estimée par la contrainte critique d'amorçage S_{am} ($\approx 500/K_t$ à

1 million de cycles). Pour l'acier nitruré, deux mécanismes de fissuration sont possibles; la compétition entre ces deux mécanismes dépend du gradient de contrainte relatif χ :

- Pour un faible gradient χ, le mécanisme de fissuration interne prédomine et la résistance en fatigue peut être estimée par la limite de fatigue interne mesurée sur bord lisse que divise le coefficient de concentration de contraintes local, calculé à la profondeur de nitruration. Le rapport de la résistance en fatigue interne en fond d'entaille sur la résistance en fatigue externe sur bord lisse ($S^{entaille}_{D\_interne} / S^{lisse}_{D\_externe}$) diminue quand le gradient de contrainte relatif χ augmente.
- Au-delà d'un gradient χ critique ($\chi \approx 0{,}86$ mm^{-1}), la résistance en fatigue externe de la surface nitrurée devient inférieure à la résistance en fatigue interne et l'éprouvette rompt par un mécanisme de fissuration externe; la résistance en fatigue de l'acier nitruré peut être estimée par la contrainte critique d'amorçage S_{am} dans le matériau nitruré ($\approx 1\,000/K_t$), qui est deux fois plus élevée que celle dans le métal de base. Le mécanisme d'amorçage externe correspond à l'amélioration maximale (≈ 100 %) que peut donner le traitement de nitruration.

Pour l'entaille la plus sévère, la contrainte critique d'amorçage sous-estime la résistance en fatigue et il faudrait probablement considérer S_s, la contrainte critique de propagation, et son évolution avec les contraintes résiduelles de compression et la dureté de la surface nitrurée. Enfin, pour les entailles plus douces, il faudrait considérer la déformation plastique en sous-couche afin de prendre en compte la redistribution de la charge entre la couche et le cœur quand le cœur se déforme plastiquement.

À partir des résultats et des conclusions de cette étude, plusieurs axes de recherche peuvent être suggérés.

Il serait intéressant d'étudier l'influence de la profondeur de nitruration en fond d'entaille. Sur bord lisse, la profondeur de nitruration est suffisante quand la pièce rompt par le mécanisme interne; la résistance intrinsèque du cœur limite alors la résistance en

fatigue de l'acier nitruré. D'après les résultats obtenus pour une couche moyenne entaillée et selon le modèle (élastique) développé pour interpréter ces résultats, la couche profonde, qui, sur bord lisse, était comparable à la couche moyenne, serait moins performante en présence d'une entaille assez sévère pour favoriser la fissuration externe. Il est en effet souhaitable que la dureté et les contraintes résiduelles de compression soient les plus grandes possibles en surface. Pour l'entaille douce au contraire, le rapport des résistances $S^{entaille}_{D\_interne} / S^{lisse}_{D\_externe}$ dépendant à la fois du gradient de contrainte et de la profondeur d'amorçage, qui est environ égale à la profondeur de nitruration, il faudrait une couche plus épaisse que la couche moyenne pour que la résistance interne soit supérieure à la résistance externe.

En plus de la profondeur de nitruration, on pourrait étudier d'autres paramètres du procédé comme la température, le potentiel azote, le matériau. Cependant, l'influence de ces paramètres doit être mesurée dans des conditions qui reproduisent la configuration géométrie/sollicitation de la pièce en service, et notamment le gradient de contrainte relatif χ. Dans le cas de faibles χ, la sollicitation en traction-compression d'éprouvettes lisses permet de déterminer la résistance en fatigue d'un acier nitruré dans des conditions conservatrices et avec peu d'effet d'échelle.

La résistance en fatigue interne est une propriété du métal de base et non de la surface traitée. Elle dépend de la taille et de la nature du défaut au site d'amorçage. Par conséquent, l'effet de la propreté du métal de base devrait être étudié en fatigue axiale sur bord lisse.

Des essais sur éprouvettes nitrurées entaillées ont montré qu'une forte surcharge pouvait rompre la couche en statique et réduire la durée de vie après surcharge à la durée de vie de propagation dans le métal de base. L'influence de surcharges périodiques devrait être étudiée dans des conditions contrôlées et représentatives des chargements à amplitude variable auxquels peuvent être soumises les pièces en service.

Les performances en fatigue de différentes combinaisons métal de base/traitement de surface devraient être comparées pour des configurations géométrie/sollicitation représentatives. Par exemple, l'étude en fatigue axiale du comportement d'un acier entaillé cémenté ou nitruré permettrait de comparer ces deux traitements dans le cadre d'une application à un engrenage. De la même manière, l'étude du comportement en torsion ondulée (R_σ>0) sur bord lisse d'un acier grenaillé ou nitruré permettrait de comparer les traitements dans le cadre d'une application à des ressorts hélicoïdaux de compression.

La fractographie des éprouvettes lisses ou entaillées puis nitrurées, qui ont rompu par un mécanisme de fissuration externe, montre toujours une zone de fissuration intergranulaire près de la surface. Il est possible que les joints de grains soient fragilisés par la nitruration peut-être par un phénomène de précipitation préférentielle aux joints. S'il existait un moyen de réduire cette fragilisation, la résistance en fatigue de l'acier nitruré pourrait être encore améliorée.

Par ailleurs, l'étude fractographique des fissures se propageant à partir d'une surface nitrurée devrait être approfondie, peut-être à un rapport de charge positif. Avec une contrainte minimale négative, un contact répété des lèvres de la fissure efface le relief des surfaces de rupture qui sont ensuite plus difficiles à interpréter. Par ailleurs, il est malaisé de suivre la propagation d'une fissure qui s'amorce peut-être sous la couche blanche. La couche blanche devrait être ôtée après nitruration pour vérifier, par exemple par la technique des répliques acétates, si une fissure s'amorce à la surface de la couche de diffusion et suivre la propagation de cette fissure. La fraction de la durée de vie totale consacrée à l'amorçage pourrait alors être estimée.

RÉFÉRENCES

ALBAN, L.E. 1985. *Systematic Analysis of Gear Failures*. Materials Park, Ohio : ASM. 232 p.

AMERICAN GEAR MANUFACTURERS ASSOCIATION [AGMA]. *Nomenclature of gear tooth failure modes (AGMA110.04)*. USA : AGMA.

AMERICAN GEAR MANUFACTURERS ASSOCIATION [AGMA] et AMERICAN NATIONAL STANDARDS INSTITUTE [ANSI]. 2004. *Gear Materials and Heat Treatment Manual (B6.12)*. USA : ANSI.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS [ASM] Handbook Committee. 1987. *ASM handbook Vol.12, Fractography*. Metals Park, Ohio : ASM. 517 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS [A.S.T.M.] – Committee on fatigue and fracture. 1996. *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials (E466-96)*. Philadelphia, USA : ASTM. 5 p.

A.S.T.M. – Committee on mechanical testing. 1998. *Standard Test Methods for Tension testing of Metallic Materials (E8-98)*. Philadelphia, USA : ASTM. 21 p.

ATZORI, B., LAZZARIN, P., FILIPPI, S. 2001. « Cracks and notches : analogies and differences of the relevant stress distributions and practical consequences in fatigue limit predictions ». *International Journal of Fatigue*. 23:4. 355-362.

BARRALIS, J., CASTEX, L., CHAIZE, J.C. 1986. « Influence des conditions de traitement sur la distribution des phases et des contraintes résiduelles dans les couches nitrurées ». *Mémoires et études scientifiques. Revue de métallurgie (France)*. 83:12. 629-642.

BARRALLIER, L., BARRALIS, J., CASTEX, L. 1993. « Caractéristiques mécaniques des couches nitrurées. Cas des pièces en acier ». *ATTT 93 - Internationaux de France du Traitement Thermique - Journée de nitruration*. Ivry-sur-seine, France : PYC Édition. P. 125-135.

BATCHELOR, A.W., LAM, L.N., CHANDRASEKARAN, M. 1999. *Materials Degradation and its Control by Surface Engineering*. Singapore : Imperial College Press. 394 p.

BATHIAS, C. 1999. « There is no infinite fatigue life in metallic materials ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 22:7. 559-565.

BAUMEL, A., SEEGER, T. 1989. « Thick surface layer model - Life calculation for specimens with residual stress distribution and different material zones ». *International Conference on Residual Stresses. ICRS 2*. Barking, Essex, UK : Elsevier Applied Science. P. 809-814.

BELL, T. 1984. « Ferritic thermochemical treatments ». *Heat Treatment Shanghai 1983. 3rd International Congress on Heat Treatment of Materials*. London, UK : The Metals Society. P. 1.1-1.10.

BELL, T., LOH, N.L. 1982. « The fatigue characteristics of plasma nitrided 3 % Cr-Mo Steel ». *Journal of Heat Treating*. 2:3. 232-237.

BENTACHFINE, S., PLUVINAGE, G., GILGERT, J., AZARI, Z., BOUAMI, D. 1999. « Notch effect in low cycle fatigue ». *International Journal of Fatigue*. 21:5. 421-430.

BILLAUDEAU, T., NADOT, Y. 2004. « Support for an environmental effect on fatigue mechanisms in the long life regime ». *International Journal of Fatigue*. 26:8. 839-847.

BINOT, N., DURR, J., VIVILLE, A., LOPITAUX, J., ROBIN, C. 1998. « Utilisation

des rayons X pour la mise au point d'un traitement thermochimique d'un acier à roulement ». *Journal de Physique IV (France)*. 8. 147-152.

BIRKS, N., MEIER, G.H. 1983. *Introduction to High Temperature Oxidation of Metals*. London : Edward Arnold. 198 p.

BLAU, P.J. 1992. « Rolling contact wear ». *ASM Handbook Vol.18, Friction, Lubrication, and Wear Technology*. Sous la direction d'ASM International. Materials Park, Ohio : ASM International. P. 257-262.

BOCKEL, S., HESS, E., BELMONTE, T., ABLITZER, D., MICHEL, H. 1998. « Modelling of growth of iron nitride layers during nitriding of pure iron substrates ». *Revue de métallurgie. Cahiers d'informations techniques (France)*. 95:5. 651-658.

BOKUVKA, O., NICOLETTO, G., JANOUSEK, M., PALCEK, P. 1994. « Fatigue behavior of a thermo-chemically surface-treated steel ». *EUROMAT 94*. Budapest, Hungary : Hungarian Mining and Metallurgical Society (OMBKE). 1, P. 161-165.

BOUKHAROUBA, T., TAMINE, T., NIU, L., CHEHIMI, C., PLUVINAGE, G. 1995. « Use of notch stress intensity factor as a fatigue crack initiation parameter ». *Engineering Fracture Mechanics*. 52:3. 503-512.

BRAAM, J.J., GOMMERS, A.W.J., VAN DER ZWAAG, S. 1997. « The influence of the nitriding temperature on the fatigue limit of 42CrMo4 and En40B steel ». *Journal of Materials Science Letters*. 16:16. 1327-1329.

BROOKSBANK, D., ANDREWS, K.W. 1972. « Stress fields around inclusions and their relation to mechanical properties ». *Journal of Iron Steel Institute*. 210:4. 246-255.

BRUDER, T., SEEGER, T. 1995. « Schwingfestigkeitsbeurteilung randschichtverfestigter Proben auf der Grundlage oertlicher elastisch-plastischer

Beanspruchungen ». *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 26:2. 89-100.

BRUDER, T., SEEGER, T. 1996. « Fatigue analysis for surface-strengthened notched specimens using the local strain approach ». *Fatigue '96 : 6th International Fatigue Congress*. USA: Elsevier Science Inc. 2, P. 1327-1332.

BUCHHAGEN, P., BELL, T. 1996. « Simulation of the residual stress development in the diffusion layer of low alloy plasma nitrided steels ». *Computational Materials Science*. 7:1-2. 228-234.

BUDINSKI, K.G. 1988. *Surface Engineering for Wear Resistance*. Englewood Cliffs, New Jersey : Prentice Hall. 420 p.

CASTEX, L., BARRALIS, J., CHAIZE, J.C. 1987. « Étude de la tenue en fatigue de l'acier 32CDV13 nitruré ». *Mémoires et études scientifiques. Revue de métallurgie*. 84:1. 13-23.

CAVALLARO, G.P., SUBRAMANIAN, C. 1999. « Fatigue aspects of case hardened gears ». *Gear Technology (USA)*. 16:2. 18-23.

CELIK, A., KARADENIZ, S. 1995. « Improvement of the fatigue strength of AISI 4140 steel by an ion nitriding process ». *Surface and Coatings Technology*. 72:3. 169-173.

CHAPETTI, M.D. 2001. « Prediction of the fatigue limit of blunt-notched components ». *International Journal of Fatigue*. 23: Suppl. 1. 171-176.

CHAPETTI, M.D., TAGAWA, T., MIYATA, T. 2003a. « Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part I : Review and analysis of the mechanism of failure ». *Materials Science and Engineering A*. 356:1-2. 227-235.

CHAPETTI, M.D., TAGAWA, T., MIYATA, T. 2003b. « Ultra-long cycle fatigue of high-strength carbon steels part II : Estimation of fatigue limit for failure from

internal inclusions ». *Materials Science and Engineering A*. 356:1-2. 236-244.

CHENOT, J.-L. 1988. « Plasticité en mise en forme». *Métallurgie*. Sous la direction de TECHNIQUES DE L'INGÉNIEUR. Paris, France : Techniques de l'Ingénieur.

CHENOT, J.-L. 1993. « La modélisation numérique des procédés de mise en forme des métaux ». *Revue de Métallurgie. Cahiers d'informations techniques*. 90:12. 1567-1576.

CHENOT, J.-L. 1998. «An overview of numerical modelling techniques ». *Journal of Materials Processing Technology*. 80-81. 8-15.

CIAVARELLA, M., MENEGHETTI, G. 2004. « On fatigue limit in the presence of notches : classical vs. recent unified formulations ». *International Journal of Fatigue*. 26:3. 289-298.

COATES, D.J., MORTIMER, B., HENDRY, A. 1982. « The oxidation and corrosion resistance of nitrided iron alloys ». *Corrosion Science*. 22:10. 951-972.

COLLINS, S.R., MICHAL, G.M. 1993. « Effects of processing on the transverse fatigue properties of low-sulfur AISI 4140 steel ». *Metallurgical Transactions A*. 24A:12. 2701-2708.

CONGLETON, J., CHEN, W. 1990. « The fatigue life of 13 % chromium turbine blade steel». *International Journal of Fatigue*. 12:2. 91-98.

CONSTANT, A., HENRY, G., CHARBONNIER, J.-C. 1992. *Principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers*. Ivry-sur-Seine, France : Pyc Édition. 375 p.

COOPER, K.P. 1992. «Laser surface processing ». *ASM Handbook Vol.18, Friction, Lubrication, and Wear Technology*. Sous la direction d'ASM International. Materials Park, Ohio : ASM International. P. 861-872.

COUPEZ, T., SOYRIS, N., CHENOT, J.-L. 1991. « 3-D finite element modelling of the forging process with automatic remeshing ». *Journal of Materials Processing Technologies*. 27:1-3. 119-133.

COWLING, J.M. 1983. « Fatigue behaviour of nitrided steel ». *Strength of Metals and Alloys*. Oxford, England : Pergamon Press. 2, P. 851-857.

COWLING, J.M. 1986. *Fatigue Cracking in Nitrided Steels*. Carnforth, Lancashire, UK : The Parthenon Press. 186 p.

CREAGER, M., PARIS, P.C. 1967. « Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking ». *International Journal of Fracture Mechanics*. 247-252.

CZELUSNIAK, A., MORAWSKI, C.D., LILIENTAL, W.K. 1994. « Automatic nitriding potential control in gas nitriding ». *International Heat Treating Conference : Equipment and Processes*. USA : USA. P. 449-454.

DAWES, C., TRANTER, D.F., SMITH, C.G. 1979. « Reappraisal of nitrocarburising and nitriding when applied to design and manufacture of non-alloy steel automobile components ». *Metals Technology*. 6:9. 345-353.

DE LA CRUZ, P. 1990. *Fatigue of Coated and Laser Hardened Steels*. Linkoping, Sweden : Linkoping Studies in Science and Technology.

DE LA CRUZ, P., ODEN, M., ERICSSON, T. 1998. « Influence of plasma nitriding on fatigue strength and fracture of a B-Mn steel ». *Materials Science and Engineering A*. 242:1-2. 181-194.

DEMURGER, J., BRETHENOUX, G. 1998. « Modélisation en forge à froid : comparaison des deux approches Forge2 et Abaqus ». *Revue de métallurgie. Cahiers d'informations techniques*. 95:5. 599-610.

DÖRR, T., WAGNER, L. 1996. « Fatigue behavior of shot peened TIMETAL 1100 : effects of microstructure and stress gradient ». *Surface Performance of Titanium.* Warrendale, PA, USA : Minerals, Metals and Materials Society/AIME. P. 231-238.

DOWLING, N.E. 1979. « Notched member fatigue life predictions combining crack initiation and propagation ». *Fatigue of Engineering Materials and Structures.* 2:2. 129-138.

DOWLING, N.E. 1993. *Mechanical behavior of materials engineering methods for deformation, fracture, and fatigue.* Englewood Cliffs, NJ : Prentice Hall. 773 p.

DOWLING, N.E. 1996. « Estimating fatigue life ». *ASM Handbook Vol.19, Fatigue and fracture.* Sous la direction d'ASM INTERNATIONAL. Materials Park, Ohio, USA : ASM International. P. 250-262.

DU, H., AGREN, J. 1996. « Theoretical treatment of nitriding and nitrocarburizing of iron ». *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science.* 27A:4. 1073-1080.

DUDLEY, D.W. 1984. *Handbook of Practical Gear Design.* New York, USA : McGraw-Hill Book Company. 656 p.

DUDLEY, D.W., TOWNSEND, D.P. 1991. « Gear materials ». *Dudley's Gear Handbook.* New York, Montreal : McGraw-Hill. P. 8.17-8.25.

EBERT, L.J. 1978. « The role of residual stresses in the mechanical performance of case carburized steels ». *Metallurgical Transactions A.* 9A:11. 1537-1551.

EBERT, L.J., KROTINE, F.T., TROIANO, A.R. 1966. « Why case hardened components fracture ». *Metal Progress.* 90:3. 61-64.

EL HADDAD, M.H., DOWLING, N.E., TOPPER, T.H., SMITH, K.N. 1980. « J integral applications for short fatigue cracks at notches ». *International Journal of*

Fracture. 16:1. 15-30.

EL HADDAD, M.H., TOPPER, T.H., TOPPER, T.N. 1979. « Fatigue life predictions of smooth and notched specimens based on fracture mechanics ». *Methods for Predicting Material Life in Fatigue, Presented at ASME Winter Annual Meeting, December 2-7 1979*. 41-56.

ERICSSON, T. 1985. « Fatigue of surface hardened steel, especially residual stress effects ». *Swedish Symposium on Classical Fatigue*. Sweden : Linköping University. P. 7-34.

ERRICHELLO, R. 1992. « Friction, lubrication and wear of gears ». *ASM Handbook Vol.18, Friction, lubrication, and wear technology*. Sous la direction d'ASM INTERNATIONAL. Materials Park, Ohio : ASM International. P. 535-545.

FARFAN, S., RUBIO-GONZALEZ, C., CERVANTES-HERNANDEZ, T., MESMACQUE, G. 2004. « High cycle fatigue, low cycle fatigue and failure modes of a carburized steel ». *International Journal of Fatigue*. 26:6. 673-678.

FATEMI, A., ZENG, Z., PLASEIED, A. 2004. « Fatigue behavior and life predictions of notched specimens made of QT and forged microalloyed steels ». *International Journal of Fatigue*. 26:6. 663-672.

FITZPATRICK, M.E., EDWARDS, L.1998. « Fatigue crack/residual stress field interactions and their implications for damage-tolerant design ». *Journal of Materials Engineering and Performance*. 7:2. 190-198.

FOWLES, T.I. 1983. « Practical gear tribology ». *Industrial Tribology : the Practical Aspects of Friction, Lubrication, and Wear*. Sous la direction de M.H. JONES, D. SCOTT. Amsterdam, New York : Elsevier Scientific Pub. P. 184-204.

FRANÇOIS, M., SPRAUEL, J.M., DÉHAN, C.F., JAMES, M.R., CONVERT, F., LU, J. et al. 1996. "X-Ray Diffraction Method". *Handbook of measurement of residual*

stresses. Sous la direction de J. LU, Society for Experimental Mechanics (États-unis). Lilburn, GA. Upper Saddle River, NJ : Fairmont Press. Distributed by Prentice Hall PTR. P. 71-132.

FRIEHLING, P.B., SOMERS, M.A.J. 2000. « On the effect of preoxidation on nitriding kinetics ». *Surface Engineering*. 16:2. 103-106.

FROST, N.E. 1959. « A relation between the critical alternating propagation stress and crack length for mild steel ». *Proc. Instn. Mech. Engrs.* 173: 35. 811-827.

FROST, N.E., MARSH, K.J., POOK, L.P. 1974. *Metal Fatigue*. Oxford, England : Clarendon Press. 499 p.

FUCHS, H.O. 1982. « The effect of self-stresses on high-cycle fatigue ». *ASTM Journal of Testing and Evaluation*. 10: 4. 168-173.

FUCHS, H.O., STEPHENS, R.I. 1980. *Metal Fatigue in Engineering*. New York : John Wiley and Sons Inc. 318 p.

GENEL, K., DEMIRKOL, M. 1999. « Effect of case depth on fatigue performance of AISI 8620 carburized steel ». *International Journal of Fatigue*. 21:2. 207-212.

GENEL, K., DEMIRKOL, M., CAPA, M. 2000. « Effect of ion nitriding on fatigue behaviour of AISI 4140 steel ». *Materials Science and Engineering A*. 279:1-2. 207-216.

GHIGLIONE, D., LEROUX, C., TOURNIER, C. 1994a. « Pratique des traitements thermochimiques. Aspects théoriques. Classification ». *Métallurgie*. Sous la direction de TECHNIQUES DE L'INGÉNIEUR. Paris, France : Techniques de l'Ingénieur.

GHIGLIONE, D., LEROUX, C., TOURNIER, C. 1994b. « Pratique des traitements thermochimiques. Nitruration, nitrocémentation et dérivés ». *Métallurgie*. Sous la

direction de TECHNIQUES DE L'INGÉNIEUR. Paris, France : Techniques de l'Ingénieur.

GOUNE, M., BELMONTE, T., FIORANI, J.M., CHOMER, S., MICHEL, H. 2000. « Modelling of diffusion-precipitation in nitrided alloyed iron ». *Thin Solid Films*. 377-378. 543-549.

GUAGLIANO, M., VERGANI, L. 1997. « Effect of nitriding on low-cycle fatigue properties ». *International Journal of Fatigue*. 19:1. 67-73.

GUSTAVSSON, A.I., MELANDER, A. 1992. « Fatigue limit model for hardened steels ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 15:9. 881-894.

HAASE, B., DONG, J., IRRETIER, O., BAUCKHAGE, K. 1997. « Influence of steel surface composition on gas nitriding mechanism ». *Surface Engineering*. 13:3. 251-256.

HAMMOUDA, M.M., SMITH, R.A., MILLER, K.J. 1979. « Elastic-plastic fracture mechanics for initiation and propagation of notch fatigue cracks ». *Fatigue of Engineering Materials and Structures*. 2:2. 139-154.

HENAFF, G., MARCHAL, K., PETIT, J. 1995. « On fatigue crack propagation enhancement by a gaseous atmosphere : experimental and theoretical aspects ». *Acta Metallurgia et Materialia*. 43:8. 2931-2942.

HERTZBERG, R.W. 1989. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. New York, NY : John Wiley and Sons. 680 p.

HEYWOOD, R.B. 1962. *Designing against Fatigue*. London : Chapman. 436 p.

HOFFMAN, F.T., MAYR, P. 1992. « Nitriding and Nitrocarburizing ». *ASM Handbook. Vol. 18, Friction, Lubrication, and Wear Technology*. Sous la direction d'ASM

INTERNATIONAL. Materials Park, Ohio : ASM International. P. 878-883.

HU, M.J., PAN, J.-S., LI, Y.-J., RUAN, D. 2000. « Mathematical modelling and computer simulation of nitriding ». *Materials Science and Technology*. 16:5. 547-550.

JACK, D.H., WINNIK, S. 1979. « The effect of process variables on the fatigue resistance of nitrided steel ». *Heat Treatment 79 - Conf. Preprints*. P. 30.

JONES, B.K., MARTIN, J.W. 1978. « Fatigue failure mechanisms in a nitrided En 41B steel ». *Metals Technology*. 5:7. 217-221.

KADI, N., PLUVINAGE, G. 2002. « Analysis of fatigue failure for shafts with key-seats: Application of volumetric approach ». *Fatigue 2002*. 3, P. 1865-1872.

KATO, M., DENG, G., INOUE, K., TAKATSU, N. 1993. « Evaluation of the strength of carburized spur gear teeth based on fracture mechanics ». *JSME International Journal, Series C : Dynamics, Control, Robotics, Design and Manufacturing*. 36:2. 233-240.

KAWAGOISHI, N., MORINO, K., NISITANI, H., YAN, N., YAMAKITA, T. 2003. « Fatigue strength of nitrided 18Ni 300 grade maraging steel ». *Key Engineering Materials*. 251-252: 33-40.

KERN, T.U., SPIES, H.J. 1993. « A contribution to the problem of the endurance limit of nitrided service parts ». *Surface Engineering*. Oberursel, Germany : DGM Informationsgesellschaft mbH. P. 187-189.

KIESSLING, R. 1989. *Non-metallic Inclusions in Steel*. London, VT : Institute of Metals. 194 p.

KIESSLING, R., LANGE, N. 1964-1968. *Non-metallic inclusions in steel*. London : Iron and Steel Institute. 3 volumes.

KIESSLING, R., NORDBERG, H. 1971. « Influence of inclusions on mechanical properties of steel - critical inclusion size ». *Soviet-Swedish Symposium on Clean Steel*. 1, P. 159-169.

KIM, C., DIESBURG, D.E., ELDIS, G.T. 1982. « Effect of residual stress on fatigue fracture of case-hardened steels - an analytical model ». *Residual Stress Effects in Fatigue*. Philadelphia, Pa. : American Society for Testing and Materials. 224-234,

KLESNIL, M., LUKÁS, P. 1980. *Fatigue of Metallic Materials*. Amsterdam : Elsevier Scientific Pub. Co. 239 p.

KNERR, C.H., ROSE, T.C., FILKOWSKI, J.H. 1991. « Gas nitriding ». *ASM Handbook. Vol. 4, Heat treating.* Sous la direction d'ASM INTERNATIONAL. Materials Park, Ohio : ASM International. P. 387-409.

KO, H.N., ITOGA, H., TOKAJI, K., NAKAJIMA, M. 2002. « Effect of humidity on stepwise characteristics of high strength steel ». *Fatigue 2002*. P.2533-2544.

KO, H.N., KAGAYA, C., ITOGA, H., TOKAJI, K., NAKAJIMA, M. 2001. « Effect of fine particle bombarding on fatigue strength of high strength steel ». *Surface Treatment V : 5th International Conference on Computer Methods and Experimental Measurements for Surface Treatment Effects*. USA. P. 313-322.

KOMOTORI, J., SHIMIZU, M., MISAKA, Y., KAWASAKI, K. 2001. « Fatigue strength and fracture mechanism of steel modified by super-rapid induction heating and quenching ». *International Journal of Fatigue*. 23:Suppl. S225-S230.

KOREVAAR, B.M., COORENS, S., FU, Y., SIETSMA, J., VAN DER ZWAAG, S. 2001. « Effects of nitriding on fatigue strength of quenched and tempered steel: role of interstitial nitrogen ». *Materials Science and Technology*. 17:1. 54-62.

KUJAWSKI, D. 1991. « Estimations of stress intensity factors for small cracks at notches ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 14:10.

953-965.

KWOFIE, S. 2001. « An exponential stress function for predicting fatigue strength and life due to mean stresses ». *International Journal of Fatigue*. 23:9. 829-836.

LAMPMAN, S.R., DIMATTEO, N., ASM International, Handbook Committee. 1996. *ASM Handbook. Vol.19, Fatigue and Fracture*. Materials Park, Ohio : ASM International. 1057 p.

LANDGRAF, R.W. 1970. « Resistance of metals to cyclic deformation ». *Achievement of High Fatigue Resistance in Metals and Alloys*. Philadelphia, Pa. : ASTM. P. 3-36.

LANDGRAF, R.W., RICHMAN, R.H. 1975. « Fatigue behaviour of carburized steel ». *Fatigue of Composite Materials*. Philadelphia, Pa. : ASTM. P. 130-144.

LAZZARIN, P., TOVO, R. 1996. « A unified approach to the evaluation of linear elastic stress fields in the neighborhood of cracks and notches ». *International Journal of Fracture*. 78:1. 3-19.

LAZZARIN, P., TOVO, R., MENEGHETTI, G. 1997. « Fatigue crack initiation and propagation phases near notches in metals with low notch sensitivity ». *International Journal of Fatigue*. 19:8-9. 647-657.

LEVEN, M.M. 1955. « Stress gradients in grooved bars and shafts ». *Annual Meeting of the Society for Experimental Stress Analysis*. USA : USA. P. 207-213.

LI, C.X., SUN, Y., BELL, T. 2000. « Influence of nitriding time on the notch fatigue strength of plasma nitrided 709M40 steel ». *Journal of Materials Science Letters*. 19:20. 1793-1795.

LIEURADE, H.P. 1991. « Rôle des principaux paramètres de résistance à la fatigue des aciers ». *Mécanique Matériaux Électricité*. 440. 29-35.

LILIENTAL, W.K., MALDZINSKI, L., MORAWSKI, C.D., TYMOWSKI, G. 2000. « Potential-Controlled Gas Nitriding Applied to Gears ». NITREX METAL INC. 17p.

LILIENTAL, W.K., MORAWSKI, C.D., CZELUSNIAK, A. 1994. « Nitreg : Controlled nitriding applied in automotive industry ». *Heat Treating : Equipment and Processes*. Materials Park, Ohio : ASM International. P. 361-368.

LIMODIN, N., VERREMAN, Y., TARFA, T.N. 2002. « Fatigue behaviour of a nitrided 4140 steel : Competition between two mechanisms ». *Fatigue 2002*. 5, P. 3163-3170.

LIMODIN, N., VERREMAN, Y., TARFA, T.N. 2003. « Axial fatigue of a gas-nitrided quenched and tempered AISI 4140 steel : Effect of nitriding depth ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 26:9. 811-820.

LOH, N.L., SIEW, L.W. 1999. « Residual stress profiles of plasma nitrided steels ». *Surface Engineering*. 15:2. 137-142.

LUSSIAUD, C., KLOCKER, H., LE COZE, J. 1996. « Nitriding of a martensitic Cr-steel. Microstructure and nitrogen diffusion ». *Revue de métallurgie. Cahiers d'informations techniques*. 93:5. 629-640.

LYU, S., INOUE, K., KATO, M., ONISI, M., SHIMODA, K. 1996. « Effects of surface treatment on the bending fatigue strength of carburized spur gears ». *JSME International Journal, Series C*. 39:1. 108-114.

MALDZINSKI, L., LILIENTAL, W.K., TYMOWSKI, G., TACIKOWSKI, J. 1999. « New possibilities for controlling gas nitriding process by simulation of growth kinetics of nitride layers ». *Surface Engineering (UK)*. 15:5. 377-384.

MAZAL, P., DLOUHY, I., STOLAR, P. 1997. « Fatigue properties of materials surface hardened by plasma nitriding and laser beam ». *Materials and Manufacturing*

Processes. 12:1. 83-93.

MAZAL, P., STUCHLIK, J., DLOUHY, I. 1998. « Fatigue properties of structural materials with plasma nitrided and lasered surfaces ». *11th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering and the 4th ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conference in Europe*. Milano, Italy : Associazione Italiana di Metallurgia. 3, P. 91-100.

MCEVILY, A.J., POHL, K., MAYR, P. 1996. « Comparison of the fractographic features of a carburized steel fractured under monotonic or cyclic loading ». *Materials Characterization (Proceedings of the 1995 International Metallographic Conference, MC, May 10-12 1995)*. 36:4-5. 153-157.

MELANDER, A., OLUND, P. 1999. « Detrimental effect of nitride and aluminium oxide inclusions on fatigue life in rotating bending of bearing steels ». *Materials Science and Technology*. 15: 5. 555-562.

MELANDER, A., ROLFSSON, M., NORDGREN, A., JANSSON, B., HEDBERG, H., LUND, T. 1991. « Influence of Inclusion Contents on Fatigue Properties of SAE 52100 Bearing Steels ». *Scandinavian Journal of Metallurgy*. 20: 4. 229-244.

MENCÍK, J. 1996. *Mechanics of Components with Treated or Coated Surfaces*. Dordrecht, Boston : Kluwer Academic Publishers. 360 p.

MICHEL, H., GANTOIS, M. 1993. « Mécanismes de la nitruration des alliages ferreux et perspectives d'évolution des procédés de traitement ». *Internationaux de France du traitement thermique : ATTT*. Ivry-sur-Seine, France : Pyc Edition. P. 1-26.

MITTEMEIJER, E.J. 1983. « Fatigue of case-hardened steels : Role of residual macro- and microstresses ». *Journal of Heat Treating*. 3:2. 114-119.

MITTEMEIJER, E.J. 1984. « The relation between residual macro- and microstresses and mechanical properties of case-hardened steels ». *Case-Hardened Steels :*

Microstructural and Residual Stress Effects. Warrendale, Pa. : The Metallurgical Society/AIME. P. 161-187.

MITTEMEIJER, E.J. 1985. « Nitriding response of chromium-alloyed steels ». *Journal of Metals*. 37:9. 16-20.

MITTEMEIJER, E.J., SOMERS, M.A.J. 1997. « Thermodynamics, kinetics, and process control of nitriding ». *Surface Engineering*. 13:6. 483-497.

MONGIS, J., PEYRE, J.-P., DUCHATEAU, D., MICHEL, H., LEROY, C., KONKOLY, T. 1993. « Tenue a la corrosion des couches nitrurées parachevées par oxydation ». *ATTT 93 - Internationaux de France du Traitement Thermique*. Ivry-sur-seine, France : PYC Édition. P. 231-237.

MURAKAMI, Y., KAWAKAMI, K., DUCKWORTH, W.E. 1991. « Quantitative evaluation of effects of shape and size of artificially introduced alumina particles on the fatigue strength of 1.5Ni-Cr-Mo (En24) steel ». *International Journal of Fatigue*. 13:6. 489-499.

MURAKAMI, Y., NOMOTO, T., UEDA, T. 1999. « Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 22:7. 581-590.

MURAKAMI, Y., NOMOTO, T., UEDA, T., MURAKAMI, Y. 2000a. « On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N>10^7$ cycles). II. A fractographic investigation ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 23:11. 903-910.

MURAKAMI, Y., NOMOTO, T., UEDA, T., MURAKAMI, Y. 2000b. « On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N>10^7$ cycles). I. Influence of hydrogen trapped by inclusions ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 23:11. 893-902.

MURAKAMI, Y., TAKADA, M., TORIYAMA, T. 1998. « Super-long life tension-compression fatigue properties of quenched and tempered 0.46 % carbon steel ». *International Journal of Fatigue*. 20: 9. 661-667.

MURAKAMI, Y. 2002. *Metal fatigue; Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Amsterdam : Elsevier. 369 p.

MURAKAMI, Y., YOKOYAMA, N.N., NAGATA, J. 2002. « Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 25:8-9. 735-746.

NADKARNI, A.S., FLAVELL, C.J. 1986. « The fatigue resistance of case hardened steel ». *Fatigue Prevention and Design*. Warley, West Midlands, UK : Engineering Materials Advisory Services Ltd. P. 397-404.

NEALE, B.K. 1997. « Analytical fracture behaviour of a bar in tension containing a circumferential edge crack ». *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 73:3. 191-198.

NEWAZ, G.M. 1987. « A fractographic investigation of fatigue damage in carburized steel ». *Fractography of Modern Engineering Materials : Composites and Metals*. Philadelphia, Pa. : ASTM. P. 317-333.

NICOLETTO, G. 1993. « Approximate stress intensity factors for cracked gear teeth ». *Engineering Fracture Mechanics*. 44:2. 231-242.

NIKU-LARI, A. 1987. *Traitements et revêtements des métaux*. Paris : Hermès. 374 p.

NISHIJIMA, S., KANAZAWA, K. 1999. « Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 22:7. 601-607.

NISITANI, H. 1994. « Linear crack mechanics and linear notch mechanics ».

Computational and Experimental Fracture Mechanics Developments in Japan. Sous la direction de H. NISITANI. Southampton, England : Computational Mechanics. P. 187-211.

O'BRIEN, J.M., GOODMAN, D. 1991. « Plasma (Ion) Nitriding of Steels ». *ASM Handbook. Vol. 4, Heat treating*. Sous la direction d'ASM INTERNATIONAL. Materials Park, Ohio : ASM International. P. 420-424.

OMATA, S., MATSUSHITA, H., KOBAYASHI, H. 2002. « Ultra-high-cycle fatigue property of forged low-alloy steel for ships crankshaft ». *Fatigue 2002*. 5, P. 2979-2986.

OVERBEEKE, J.L., VAN LIPZIG, H.T.M. 2000. « Nitriding against fatigue ». *Fatigue 2000*. Warley, West Midlands, UK : Engineering Materials Advisory Services Ltd. P. 483-494.

PARRISH, G. 1999. « Introduction and perspectives ». *Carburizing : Microstructures and Properties*. Materials Park, Ohio : ASM International. P. 1-9.

PETIT, J., DE FOUQUET, J., HENAFF, G. 1994. « Influence of ambient atmosphere on fatigue crack growth behaviour of metals ». *Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures*. Sous la direction d'A. CARPINTERI. Barking, Essex, UK : Elsevier Science. P. 1159-1203.

PLUVINAGE, G. 1998. « Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor ». *Nuclear Engineering and Design*. 185:2-3. 173-184.

POMEY, G. et RABBE, P. 1970. « Relations entre les caractéristiques mécaniques, la forme des éprouvettes et l'endurance en flexion rotative d'aciers au carbone et au chrome-molybdène ». *Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie*. 67:3. 151-164.

PRESTON, S. 1993. « Bending fatigue strength of nitrocarburized steel SS2244 ».

Materials Science and Engineering A. A160:1. 7-15.

PREVEY, P.S. 1986. « X-ray diffraction residual stress techniques ». *ASM Handbook. Vol. 10, Materials Characterization*. Sous la direction d'ASM INTERNATIONAL. Materials Park, Ohio : ASM International. P. 380-392.

PYE, D. 1997. « Nitriding techniques and methods ». *Steel Heat Treatment Handbook*. Sous la direction de G.E. TOTTEN, M.A.H. HOWES. New York : Marcel Dekker, Inc. P. 721-764.

QIAN, J., FATEMI, A. 1995. « Cyclic deformation and fatigue behaviour of ion-nitrided steel ». *International Journal of Fatigue*. 17:1. 15-24.

QIAN, J., FATEMI, A., CORDES, T.S. 1993. « The influence of subsurface nucleation on uniaxial fatigue behaviour of ion nitrided specimens ». *Fatigue '93 : 5th International Conference on Fatigue and Fatigue Thresholds*. Warley, West Midlands, UK : Engineering Materials Advisory Services Ltd. 1, P. 329-334.

QYLAFKU, G., AZARI, Z., KADI, N., GJONAJ, M., PLUVINAGE, G. 1999. « Application of a new model proposal for fatigue life prediction on notches and key-seats ». *International Journal of Fatigue*. 21:8. 753-760.

RAVICHANDRAN, K.S. 1996. « Effect of crack shape on crack growth ». *ASM Handbook. Vol.19, Fatigue and fracture*. Sous la direction de S.R. LAMPMAN, N. DIMATTEO, ASM International, Handbook Committee. Materials Park, Ohio : ASM International. P.159-167.

RIE, K.T., LAMPE, T.H., KOHLER, W. 1982. « Effect of plasma nitriding on cyclic behavior under various environmental conditions ». *Fracture and the Role of Microstructure*. Warley, West Midlands, U.K. : Engineering Materials Advisory Services Ltd. 2, P. 565-571.

ROZENDAAL, H.C.F., MITTEMEIJER, E.J., COLIJN, P.F., VAN DER SCHAAF, P.J.

1983. « The development of nitrogen concentration profiles on nitriding iron ». *Metallurgical Transactions A*. 14A:3. 395-399.

SAKAI, T., SATO, Y., OGUMA, N. 2002. « Characteristic S-N properties of high-carbon-chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 25:8-9. 765-773.

SAKAI, T., TAKEDA, M., OGUMA, N. 2002. « Effect of strength level on fatigue property of several structural steels in ultra-wide life region ». *Fatigue 2002*. P. 2987-2994.

SCHACHERL, R.E., GRAAT, P.C.J., MITTEMEIJER, E.J. 2003. « Modelling the nitriding kinetics of iron-chromium alloys ». *Thermec 2003 Processing and Manufacturing of Advanced Materials, Jul 7-11 2003*. Madrid, Spain : Trans. Tech. Publications Ltd. 426-432, P. 1047-1052.

SCHEY, J.A. 1983. *Tribology in Metalworking : Friction, Lubrication, and Wear*. Metals Park, Ohio : American Society for Metals. 736 p.

SCHIJVE, J. 1980. « Stress gradients around notches ». *Fatigue of Engineering Materials and Structures*. 3:4. 325-338.

SCHIJVE, J. 2001. *Fatigue of Structures and Materials*. Dordrecht, The Netherlands : Kluwer Academic. 513 p.

SCOTT, D. 1983. « Materials for tribological applications ». *Industrial tribology : the practical aspects of friction, lubrication, and wear*. Sous la direction de M.H. JONES, D. SCOTT. Amsterdam, New York : Elsevier Scientific Pub. Co. P. 205-222.

SHIINA, T., NAKAMURA, T., NOGUCHI, T. 2002. « The effects of atmosphere, high vacuum, and inner environment of materials on surface and interior originating fatigue fracture of high strength steel ». *Fatigue 2002*. P. 2517-2524.

SHIN, C.S. 1994. « Fatigue crack growth from stress concentrations and fatigue life prediction in notched components ». *Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures*. Sous la direction d'A. CARPINTERI. Barking, Essex, UK : Elsevier Science. P. 613-654.

SHIOZAWA, K., LU, L., ISHIHARA, S. 2001. « S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 24:12. 781-790.

SMITH, R.A., MILLER, K.J. 1977. « Fatigue cracks at notches ». *International Journal of Mechanical Sciences*. 19:1. 22-11.

SMITH, R.A., MILLER, K.J. 1978. « Prediction of fatigue regimes in notched components ». *International Journal of Mechanical Sciences*. 20:4. 206-201.

SOMERS, M.A.J., MITTEMEIJER, E.J. 1995. « Layer-growth kinetics on gaseous nitriding of pure iron : evaluation of diffusion coefficients for nitrogen in iron nitrides ». *Metallurgical and Materials Transactions A*. 26A:1. 57-74.

SONG, S.-H., CHOI, B.-H. 2003. « Fatigue characteristics and fatigue limit prediction of an induction case hardened Cr-Mo steel alloy ». *Materials Science and Engineering A*. 361:1-2. 15-22.

SPIES, H.J. 1993. « Fatigue behaviour of nitrided steels ». *Steel Research*. 64:8-9. 441-448.

SPIES, H.J., KERN, T.U., TAN, N.D. 1994. « Beitrag zur Abschätzung der Dauerfestigkeit nitrierter bauteilähnicher Proben ». *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 25:2X. 191-198.

SPIES, H.J., KLOOS, K.H., ADELMANN, J., KAMINSKY, T., TRUBITZ, P. 1996. « Abschätzung der Schwingfestigkeit nitrierter bauteilähnicher Proben mit Hilfe

normierter Wöhlerstreubänder ». *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik.* 27:2X. 60-71.

SPIES, H.J., OETTEL, H., BERGNER, D. 1985. « Relations between mechanical properties and microstructure of nitride layers on iron-based materials ». *6th International Symposium – High Purity Materials in Science.* P. 196-208.

SPIES, H.J., SCHARF, M., KALDOR, M. 1985. « On the fractography of the fatigue of nitrided steels ». *Neue Hutte.* 30:3. 107-110.

SPIES, H.J., TAN, N.D., VOGT, F. 1993. « Structure of nitrided layers and fatigue strength of notched samples ». *Harterei-Technische Mitteilungen.* 48:3. 153-161.

SPIES, H.J., TRUBITZ, P. 1996a. « Fatigue behaviour of nitrided steels ». *Harterei-Technische Mitteilungen.* 51:6. 378-384.

SPIES, H.J., TRUBITZ, P. 1996b. « Fatigue behaviour of nitrided steels ». *Fatigue '96 : 6th International Fatigue Congress.* New York, NY : Elsevier Science Inc. 2, P. 1409-1414.

STEPHENS, R.I., FATEMI, A., STEPHENS, R.R., FUCHS, H.O. 2001. *Metal Fatigue in Engineering.* New York, Toronto : Wiley. 472 p.

STEWART, A.T. 1980. « Influence of environment and stress ratio on fatigue crack growth at near threshold stress intensities in low-alloy steels ». *Engineering Fracture Mechanics.* 13:3. 463-478.

SUN, Y., BELL, T. 1991. « Plasma surface engineering of low alloy steel ». *Materials Science and Engineering A.* A140:1-2. 419-434.

SURESH, S. 1998. *Fatigue of Materials.* Cambridge, UK : Cambridge University Press. 679 p.

TANAKA, K., MURA, T. 1982. « A theory of fatigue crack initiation at inclusions ». *Metallurgical Transactions A*. 13A:1. 117-123.

TAYLOR, D. 1996. « Crack modelling : a technique for the fatigue design of components ». *Engineering Failure Analysis*. 3:2. 129-136.

TAYLOR, D. 1999. « Geometrical effects in fatigue : a unifying theoretical model ». *International Journal of Fatigue*. 21:5. 413-420.

TAYLOR, D. 2002. « Stress concentrations in high cycle fatigue ». *Fatigue 2002*. 3, P. 1849-1856.

TAYLOR, D., BOLOGNA, P., BEL KNANI, K. 2000. « Prediction of fatigue failure location on a component using a critical distance method ». *International Journal of Fatigue*. 22:9. 735-742.

TERRES, M.A., SIDHOM, H., CHEIKH LARBI, A.B., LIEURADE, H.P. 2003. « Tenue en fatigue flexion d'un acier nitruré ». *Annales de chimie : science des matériaux*. 28:1. 25-41.

TYMOWSKI, G.J., TACIKOWSKI, J., KORWIN, M.J., TARFA, LILIENTAL, W.K. 1999. « Nitreg-ONC – A new improved anti-corrosion treatment ». Présenté au 54^{e} Congrés ABM – Centro Textil Internacional – Sao Paulo, Brasil (25-29 juillet 1999).

TOKAJI, K., OHYA, K., KARIYA, H. 2000. « Subsurface fatigue crack initiation in beta titanium alloys ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 23:9. 759-766.

TOKAJI, K., TAKAHASHI, S. 2001. « Fatigue fracture process with fish-eye in gas-nitrided low alloy steel ». *Surface Treatment V : 5th International Conference on Computer Methods and Experimental Measurements for Surface Treatment Effects*. USA : USA. P. 171-180.

TORRES, M.A.S., VOORWALD, H.J.C. 2002. « An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel ». *International Journal of Fatigue*. 24:8. 877-886.

UMEZAWA, O., NAGAI, K. 1997. « Subsurface crack generation in high-cycle fatigue for high strength alloys ». *ISIJ International*. 37:12. 1170-1179.

UMEZAWA, O., NAGAI, K. 1998. « Deformation structure and subsurface fatigue crack generation in austenitic steels at low temperature ». *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*. 29A: 3. 809-822.

VAN WIGGEN, P.C., ROZENDAAL, H.C.F., MITTEMEIJER, E.J. 1985. « The nitriding behaviour of iron-chromium-carbon alloys ». *Journal of Materials Science*. 20:12. 4561-4582.

VERREMAN, Y., ESPINOSA, G. 1997. « Mechanically short crack growth from notches in a mild steel ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 20:2. 129-142.

VERREMAN, Y., NIE, B. 1997. « Short crack fatigue propagation at fillet welds ». *International Conference on Performance of Dynamically Loaded Welded Structures*. P. 240-253.

WANG, Q.Y., BERARD, J.Y., DUBARRE, A., BAUDRY, G., RATHERY, S., BATHIAS, C. 1999. « Gigacycle fatigue of ferrous alloys ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 22:8. 667-672.

WANG, Q.Y., BERARD, J.Y., RATHERY, S., BATHIAS, C. 1999. « High-cycle fatigue crack initiation and propagation behaviour of high-strength spring steel wires ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 22:8. 673-677.

WARANIAK, J.M., SOCIE, D.F. 1981. « Cyclic deformation and fatigue behavior of carburized steel ». *Wear and Fracture Prevention*. Metals Park, Ohio : American Society for Metals. P. 237-259.

WEI, M.Y., CHEN, C. 1994. « Fatigue crack growth characteristics of laser-hardened 4130 steel ». *Scripta Metallurgica et Materialia*. 31:10. 1393-1398.

WEIXING, Y., KAIQUAN, X., YI, G. 1995. « On the fatigue notch factor, Kf ». *International Journal of Fatigue*. 17:4. 245-251.

WILKINSON, C.M.R., OLVER, A.V. 1999a. « Durability of gear and disc specimens - Part I : the effect of some novel materials and surface treatments ». *Tribology Transactions*. 42:3. 503-510.

WILKINSON, C.M.R., OLVER, A.V. 1999b. « Durability of gear and disc specimens - Part II : post failure examination and gear-disc correlation ». *Tribology Transactions*. 42:3. 610-618.

WOODVINE, J.G.R. 1924. « The behaviour of case-hardened parts under fatigue stresses ». *Carnegie Scholarship Memoirs (Iron & Steel Institute)*. 197-237.

XU, K., HE, J., ZHOU, H. 1992. « Effect of preloading on short fatigue crack growth at a notch ». *Mechanical Behaviour of Materials-VI*. Oxford, UK : Pergamon Press plc. 4, P. 847-852.

XU, K., HU, N., ZHOU, H. 1996. « Prediction of notch fatigue limits in a compressive residual stress field ». *Engineering Fracture Mechanics*. 54:2. 171-176.

XU, K.W., HE, J.W., ZHOU, H.J. 1994. « Effect of residual stress on fatigue behaviour of notches ». *International Journal of Fatigue*. 16:5. 337-343.

XU, R.X., THOMPSON, J.C., TOPPER, T.H. 1995. « Practical stress expressions for stress concentration regions ». *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and*

Structures. 18:7-8. 885-895.

ZHANG, H.-Y. 1998. *Fatigue crack growth behavior of induction hardened shafts under the effect of residual and applied bending stresses.* USA : The University of Iowa. 289p.

ZÜRN, J., RAZIM, C., GROSCH, J. 1988. « The effect of residual stress in case hardening ». *Heat Treatment and Surface Engineering : New Technology and Practical Applications*. Metals Park, Ohio : ASM International. P. 279-283.

ZÜRN, Z., RAZIM, C. 1989. « On the fatigue strength of case hardened parts ». *Carburizing : Processing and Performance*. Metals Park, Ohio : ASM International. P. 239-248.

ANNEXES

ANNEXE A : COMPOSITION DES NUANCES D'ACIER RENCONTRÉES DANS LA LITTÉRATURE ET ÉQUIVALENCES

Tableau A. 1. Nuances françaises

	AISI	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cr	%Mo	%V
Z20C13	420	0,15-0,24	<1	<1	<0,03	<0,04	12-14		
Z38CDV5	H11	0,38	1	0,3	0,03	0,03	5	1,25	0,5
35CD4	4135	0,3-0,37	0,1-0,4	0,6-0,9	0,035	0,035	0,85-1,2	0,15-0,25	
42CD4	4140	0,39-0,45	0,1-0,4	0,6-0,9	0,035	0,035	0,85-1,2	0,15-0,25	

Tableau A. 2. Nuances anglaises

	AISI	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%V	%Al
En31	52100	0,95-1,1	0,1-0,35	0,4-0,7	0,05	0,04		1,2-1,6			
En32		0,12-0,18	0,1-0,4	0,6-1							
En40A		0,1-0,2	0,1-0,35	0,4-0,65	<0,05	<0,05	<0,4	2,9-3,5	0,4-0,7		
En40B		0,2-0,3	0,1-0,35	0,4-0,65	<0,05	<0,05	<0,4	3-3,5	0,45-0,65		
En40C		0,3-0,5	0,1-0,35	0,4-0,8	<0,05	<0,05	<0,4	2,5-3,5	0,7-1,2	0,1-1,3	
En41B		0,35-0,45	0,1-0,45	>0,65	<0,05	<0,05	<0,4	1,4-1,8	0,1-0,25		0,9-1,3
BH10	H10	0,3-0,4	0,8-1,25	<0,7	<0,03	<0,03		3-3,75	2-3	0,25-0,75	
BH11	H11	0,32-0,42	0,85-1,15	0,4				4,75-5,25	1,25-1,75	0,3-0,5	
BH21	H21	0,25-0,35	<0,4	<0,4				2,25-3,25	<0,6	<0,4	
709M40	4140	0,36-0,44	0,1-0,4	0,7-1	<0,04	<0,03		0,9-1,2	0,25-0,36		

Tableau A. 3. Nuances allemandes

	AISI	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo
Ck45	1045	0,42-0,5	<0,4	0,5-0,8	<0,035	<0,035	<0,4	0,4	<0,1
20MoCr4	4118	0,17-0,23	<0,4	0,7-1	<0,035	<0,035		0,3-0,6	0,4-0,5
24CrMo13		0,2-0,28	0,15-0,35	0,5-0,8	<0,035	<0,035	<0,8	2,3-2,6	0,2-0,3
20MnCr5	5120	0,17-0,22	<0,4	1,1-1,4	<0,035	<0,035		1-1,3	
42CrMo4	4140	0,38-0,45	<0,04	0,6-0,9	<0,03	<0,035		0,9-1,2	0,15-0,3

Tableau A. 4. Nuances suédoises

	AISI	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%B	%Cr	%Mo	% Ni	% Ti
SS2130	1526	0,25-0,3	0,15-0,4	1,1-1,3	0,035	0,035	0,002	0,1-0,3			
SS2131	15B21H	0,25	0,29	1,27	0,008	0,024	0,004	0,42	0,01	0,09	0,03
SS2244		0,38-0,45	0,15-0,4	0,6-0,9	0,035	0,035		0,9-1,2	0,15-0,3		

Tableau A. 5. Nuances japonaises

	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cr	%Mo	%Ni	%Cu
JIS SUJ2	1,01	0,23	0,36	0,007	0,012	1,45	0,02	0,04	0,06
1Cro	0,1-0,18	0,1-0,35	0,4-0,7	<0,04	<0,04	0,7-1,1	0,45-0,65	<0,3	<0,25
SCM435	0,36	0,19	0,77	0,006	0,014	1	0,15		0,13

Tableau A. 6. Nuance italienne

	AISI	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cr	%Mo	%V
31CrMoV10		0,29-0,34	0,15-0,4	0,4-0,7	<0,035	<0,03	2,3-2,8	0,3-0,4	0,1-0,2

Tableau A. 7. Nuance espagnole

	AISI	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cr	%Mo	%Al
34CrAlMo5	A355	0,3-0,37	0,2-0,5	0,5-0,8	<0,035	<0,035	1-1,13	0,15-0,3	0,8-1,2

ANNEXE B : RÉSULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE

Tableau B. 1. Effet de la géométrie d'éprouvette (lot d'acier n°1)

Nitruration	S_a (MPa)	N (nombre de cycles)	Profondeur d'amorçage (µm)	Taille de l'inclusion en aire½ (µm)	Remarques
Eprouvette à fût cylindrique					
aucune	600	8 000	0		2000c. à ±480MPa, surchauffe
aucune	550	55 795	0		flambement
aucune	500	374 811	0		flambement
aucune	500	550 650	0		
aucune	*450*	*131 703*	*0*		*sous-charges (-1000MPa)*
profonde	600	35 139	1 333	40	
profonde	550	82 298	2 455	52	
profonde	500	203 979	1 773	27	sous-charge (-740MPa)
profonde	450	>10 374 113	non rompu		
Eprouvette à fût toroïdal					
aucune	600	15 911	0		
aucune	550	77 145	0		surcharges (710 et 670MPa)
aucune	450	2 857 469	0		
profonde	600	78 413	3 198	20	
profonde	550	185 773	1 450	39	
profonde	500	1 146 085	3 313	33	

Tableau B. 2. Effet de la profondeur de nitruration (lot d'acier n°2)

Nitruration	S_a (MPa)	N (nombre de cycles)	Profondeur d'amorçage (µm)	Taille de l'inclusion en aire½ (µm)	Remarques
aucune	700	12 864	0		répliques
aucune	650	22 611	0		échauffement
aucune	600	115 130	0		
aucune	550	174 024	0		
aucune	500	1 174 756	0		
profonde	650	200 681	3 075	pas d'inclusion	
profonde	*600*	*>203 655*	*non rompu*		*rupture de l'adaptateur*
profonde	*600*	*67 851*	*0*		*projection du masque en surface*
profonde	600	265 110	3 675	27	
profonde	575	2 104 087	2 325	pas d'inclusion	
profonde	575	>2 207 970	non rompu		rupture de la tête
profonde	*550*	*>683 407*	*non rompu*		*rupture de l'adaptateur*
profonde	550	>4 617 508	non rompu		rupture de la tête
profonde	500	>5 607 951	non rompu		rupture de l'adaptateur
moyenne	700	77 372	4 416	pas d'inclusion	post-oxydation, répliques
moyenne	*700*	*17 931*	*0*		*post-oxydation, projection du masque en surface*
moyenne	650	254 157	3 005	27	post-oxydation

Tableau B. 2. Effet de la profondeur de nitruration (lot d'acier n°2) (suite)

Nitruration	S_a (MPa)	N (nombre de cycles)	Profondeur d'amorçage (µm)	Taille de l'inclusion en aire½ (µm)	Remarques
moyenne	650	125 555	905	45	
moyenne	650	141 098	905	pas d'inclusion	post-trempe
moyenne	*600*	*350 000*	*0*	*21*	*alternance entre 15000c à ±600 et 1500c à ±700MPa*
moyenne	600	734 406	1 953	pas d'inclusion	
moyenne	600	1 096 770	838	pas d'inclusion	
moyenne	600	>2 847 529	non rompu		post-oxydation, rupture de la tête
moyenne	575	>1 972 241	non rompu		rupture de la tête
moyenne	575	>5 625 206	non rompu		
mince	*700*	*11 576*	*0*		*répliques, échauffement*
mince	700	38 902	0		
mince	650	89 037	0		
mince	650	180 179	0		rupture de la tête et de la section utile de l'éprouvette
mince	600	191 766	0		
mince	*600*	*>311 017*	*non rompu*		*rupture de la tête*
mince	575	1 553 735	1 088	38	
mince	550	>3 097 069	non rompu		rupture de la tête

Tableau B. 3. Essais avec contrainte moyenne ($R_\sigma = 0$)

Nitruration	S_a (MPa)	N (nombre de cycles)	Profondeur d'amorçage (µm)	Taille de l'inclusion en aire½ (µm)	Remarques
aucune	550	447	0		fluage cyclique
aucune	525	2 326	0		fluage cyclique
aucune	500	78 813	0		
aucune	475	159 464	0		
aucune	450	375 407	0		
aucune	425	>6 500 000	non rompu		
aucune	350	>10 437 595	non rompu		
moyenne	525	18 581	0		
moyenne	513	41 837	0		
moyenne	*500*	*106 326*	*0*		*projection du masque en surface*
moyenne	500	224 793	653	pas d'inclusion	
moyenne	475	341 330	3380	pas d'inclusion	
moyenne	475	471 668	3033	pas d'inclusion	
moyenne	*450*	*41 962*	*0*		*projection du masque en surface*
moyenne	*450*	*>602 043*	*non rompu*		*rupture de la tête*
moyenne	*450*	*>907 903*	*non rompu*		*rupture de la tête*
moyenne	450	1 539 624	3505	pas d'inclusion	

Tableau B. 4. Effet de la sévérité d'entaille (R_σ = -1)

4140 lot numéro	Nitruration	S_a (MPa)	N (nombre de cycles)	Profondeur d'amorçage (µm)	Remarques
Entaille intermédiaire de rayon 1,52mm					
2	aucune	400	55 941	0	
2	aucune	350	64 759	0	
2	aucune	350	87 220	0	
2	aucune	325	52 340	0	
2	aucune	300	59 652	0	
2	aucune	300	75 877	0	
2	aucune	300	76 890	0	surcharges à 370MPa
3	aucune	300	116 952	0	
2	aucune	300	118 464	0	
2	aucune	300	156 943	0	
3	aucune	300	>5 072 867	non rompu	surcharges à 370MPa
2	aucune	275	651 637	0	
2	aucune	250	361 457	0	
2	aucune	250	3 873 366	0	
2	moyenne	600	6 531	0	
3	moyenne	550	4 236	0	

Tableau B. 4. Effet de la sévérité d'entaille (R_σ = -1) (suite)

4140 lot numéro	Nitruration	S_a (MPa)	N (nombre de cycles)	Profondeur d'amorçage (µm)	Remarques
Entaille intermédiaire de rayon 1,52mm (suite)					
3	moyenne	500	11 043	0	
2	moyenne	500	653 303	0	
3	moyenne	475	13 268	0	
3	*moyenne*	*450*	*>11 942*	*0*	*surcharge 770MPa*
2	moyenne	450	971 998	0	
3	moyenne	450	>2 952 480	0	surcharge 1240MPa à $2{,}9.10^6$c.
2	*moyenne*	*400*	*>665 606*	*non rompu*	*fissure de la tête*
2	*moyenne*	*350*	*>3 042 463*	*non rompu*	*rupture de la tête*
Entaille douce de rayon 3,04mm					
2	aucune	400	51 693	0	
2	aucune	350	205 677	0	
2	aucune	325	412 640	0	
2	aucune	300	>5 152 353	non rompu	
3	moyenne	600	3 300	0	
3	moyenne	575	389 216	675	
3	moyenne	556	807 393	650	
3	moyenne	525	>9 663 171	non rompu	

Tableau B. 4. Effet de la sévérité d'entaille (R_σ = -1) (suite)

4140 lot numéro	Nitruration	S_a (MPa)	N (nombre de cycles)	Profondeur d'amorçage (µm)	Remarques
Entaille sévère de rayon 0,20mm					
2	aucune	175	256 947	0	
2	aucune	150	363 032	0	
2	aucune	125	478 998	0	
2	aucune	100	>12 255 413	non rompu	
//	//	200	86 255	0	reprise à Sa plus grand
3	moyenne	300	42 795	0	
3	moyenne	275	55 175	0	
3	moyenne	250	>6 187 164	non rompu	
3	moyenne	225	>6 000 010	non rompu	
//	//	250	>5 168 375	non rompu	reprise à Sa plus grand
//	//	300	79 108	0	reprise à Sa plus grand
3	moyenne	175	>5 000 000	non rompu	
//	//	251	47 929	0	reprise à Sa plus grand