UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDE DU CUMUL DE DOMMAGE EN FATIGUE DANS L'ACIER AISI 1012 ET DE SON EFFET SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES STATIQUES

ISABELLE BACON
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU GRADE DE MAÎTRE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES (M.Sc.A.)
(GÉNIE MÉCANIQUE)
DÉCEMBRE 1996

© Isabelle Bacon, 1996.

National Library of Canada
Bibliothèque nationale du Canada

Acquisitions and Bibliographic Services
Acquisitions et services bibliographiques

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence

Our file Notre référence

The author has granted a non-exclusive licence allowing the National Library of Canada to reproduce, loan, distribute or sell copies of this thesis in microform, paper or electronic formats.

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque nationale du Canada de reproduire, prêter, distribuer ou vendre des copies de cette thèse sous la forme de microfiche/film, de reproduction sur papier ou sur format électronique.

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

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

0-612-26449-1

Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

ÉTUDE DU CUMUL DE DOMMAGE EN FATIGUE DANS L'ACIER AISI 1012 ET DE SON EFFET SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES STATIQUES

présenté par: BACON Isabelle
en vue de l'obtention du grade de : Maître ès Sciences Appliquées
a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

Mme BERNARD Marie, ing., Ph.D., membre et directrice de recherche
M. BLANCHETTE Yves, M.Sc.A., membre et co directeur de recherche
M. BUI-QUOC Thang, ing., Ph.D., président rapporteur
M. NGUYEN-DUY Phuc, ing., Ph.D., membre du jury

À ma fille Frédérique

REMERCIEMENTS

Je tiens d'abord à remercier M. Yves Blanchette, chercheur à l'Institut de recherche d'Hydro Québec, pour avoir dirigé ce projet de recherche. Ses conseils et son support, tant au point de vue expérimental que théorique, m'ont été d'une grande aide dans la réalisation de ce projet de maîtrise.

J'aimerais aussi remercier Mme Marie Bernard, professeure à l'École Polytechnique de Montréal, pour son aide et sa précieuse collaboration tout au long du projet.

Mes remerciements s'adressent aussi à M.Phuc Nguyen-Duy, chercheur à l'Institut de recherche d'Hydro Québec, qui m'a permis de réaliser ce projet conjointement avec Hydro Québec mais aussi pour son aide et ses encouragements.

Un merci particulier à mon ami Luc pour sa patience et son soutien tout au long de ce travail. Je tiens enfin à souligner l'appui financier d'Hydro Québec à travers son programme de bourses TI et du Fonds pour la Formation de Chercheurs et l'Aide à la Recherche (FCAR).

RÉSUMÉ

Le vieillissement des infrastructures, notamment des conducteurs, est un sujet d'intérêt pour Hydro Québec. Plusieurs études ont montré que la cause principale de ce vieillissement était la fatigue due à divers types de sollicitations mécaniques tels le vent et les chargements de glace. Pour la planification de la réfection de son réseau, Hydro Québec cherche à évaluer la vie résiduelle de ses conducteurs électriques à l'aide d'un moyen simple comme l'essai de traction. Des études récentes effectuées à l'IREQ, sur des brins de conducteur fortement écrouis, semblent démontrer qu'il est possible de relier le cumul de dommage en fatigue à une perte de ductilité statique du matériau. Cependant, cette perte de ductilité ne pourrait être qu'apparente étant donné le petit diamètre des brins et leur fini de surface fortement endommagé par le toronnage.

L'objectif principal de ce travail est de vérifier si l'endommagement par fatigue affecte de façon intrinsèque les propriétés mécaniques statiques du matériau mesurées par essai de traction, c'est-à-dire en ne considérant que le matériau et non la géométrie des échantillons. Le cas échéant, les travaux devraient permettre d'identifier et de comprendre les mécanismes qui font varier ces propriétés.

Les travaux ont été réalisés à température ambiante sur de l'acier AISI 1012 à l'état écroui et normalisé. Des essais à fraction de vie en fatigue ont été réalisés à amplitude de déformation contrôlée, pour les deux états métallurgiques. Les propriétés mécaniques résiduelles ont été mesurées à l'aide d'un essai de traction. Ces propriétés ont été comparées à celles d'éprouvettes n'ayant subi aucun cumul de dommage. Juste avant

les essais de traction, des répliques de la surface des éprouvettes ont été effectuées afin d'étudier les modifications microstructurales causées par l'endommagement en fatigue.

Pour l'acier normalisé, le cumul de dommage entraîne une légère perte de ductilité; cependant, cette perte est constante au-delà de 20% de vie en fatigue consommée. Pour une amplitude de déformation imposée de 0,35%, il y a augmentation progressive de σ_y et σ_u avec le nombre de cycles. Néanmoins, ces augmentations sont trop faibles pour permettre une quantification du dommage. Pour l'acier écroui, l'endommagement en fatigue cause une restauration des propriétés, ce qui entraîne une diminution marquée de la limite d'élasticité et de la contrainte ultime et une augmentation considérable de la ductilité. Cependant, comme dans le cas de la structure normalisée, ces changements s'effectuent dès les premiers cycles de chargement et, à partir de 2% de vie en fatigue consommée, les propriétés mécaniques ne changent plus en fonction du cumul de dommage.

À l'aide de répliques, il est possible d'observer une évolution marquée de la microstructure du matériau en fonction du cumul de dommage. Cette évolution se traduit d'abord par une augmentation de la densité de bandes de glissement puis par l'apparition de microfissures dont la taille et le nombre augmentent avec le cumul de dommage.

Ces travaux ont montré que l'endommagement par fatigue est un phénomène qui se produit, pour la majorité de la vie en fatigue, en surface du matériau et ce, sur une très faible épaisseur. L'essai de traction comme outil de quantification de l'endommagement semble être beaucoup trop global pour permettre la détection de petits changements microstructuraux en surface du matériau. L'utilisation de technique comme les répliques

offrent un potentiel de recherche intéressant puisqu'elles sont sensibles aux variations microstructurales en surface et elles semblent donc plus adéquates pour l'évaluation du cumul de dommage.

ABSTRACT

Hydro Quebec is concerned about the aging of its infrastructure, especially its electrical conductors. Many failure analyses indicated that aging was mainly related to fatigue damage induced by dynamic and ice loading.

For the planning of the electrical network refurbishing, Hydro Quebec is interested in evaluating the residual life of electrical conductors using simple test methods like tensile testing. Preliminary works performed at Institut de Recherche d'Hydro Quebec on stranded wires of electrical conductor indicated that some correlation seems to exist between fatigue cummulative damage and material ductility loss. Nevertheless this ductility loss could be only apparent caused by the small diameter and the damaged surface of the samples.

The main objective of this work is to verify whether a relationship does exist between fatigue cumulative damage and intrinsic static mechanical properties changes of the material. If such a relationship exist, to identify and understand what are the mechanisms affecting the mechanical properties changes.

This work has been performed at room temperature on AISI 1012 steel in pre-strained and normalized states. For both metallurgical states, specimens were submited to a cyclic loading for given life fractions and afterwards, residual mechanical properties were measured from a tensile test. The results were then compared to mechanical

properties obtained on undamaged specimens. Prior to tensile tests, samples surface replicas were taken for studying microstructural modifications caused by fatigue damage.

For the normalized state, the fatigue cumulative damage caused a small ductility loss that occured during the first 20% of the fatigue life. For an applied strain amplitude of 0,35%, there is an increase of yield strength and tensile strength with the number of cycles but this change is too small for quantitative evaluation of fatigue damage. For the pre-strained state, fatigue damage contributed to restore mechanical properties, leading to a marked decrease of both yield and tensile strength, followed by a significant increase of ductility. Nevertheless, as for the normalized state, these changes occured very early in the fatigue life; after 2% of the fatigue life, the mechanical properties were no longer modified by an increase in the fatigue damage.

Replicas allowed to observe the microstructural evolution of the material submitted to fatigue cumulative damage. During cycling, the damage was firstly characterized by an increase of slip bands density followed by the appearance of microcracks; the length and amount of these microcracks increase with cumulative damage.

This work has indicated that fatigue cumulative damage is a surface related phenomenon occuring, for the major part of the fatigue life, on a very small thickness. When the damage becomes macroscopically observable, the part is often in its final fatigue life stage. The tensile test characterizes the material macroscopic behavior in a global manner and cannot be used properly to detect small surface microstructural changes that occur during cycling and ultimately lead to the failure of the specimen. On the other end,

non destructive techniques like surface replicas are promising in detecting microstructural changes and in evaluating cumulative fatigue damage.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE iv

REMERCIEMENTS v

RÉSUMÉ vi

ABSTRACT ix

TABLE DES MATIÈRES xii

LISTE DES TABLEAUX xvi

LISTE DES FIGURES xviii

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS xxiii

LISTE DES ANNEXES xxvi

INTRODUCTION 1

CHAPITRE I REVUE DE LA LITTÉRATURE 4

1.1 MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT ET D'AMORÇAGE DE MICROFISSURES EN FATIGUE 5

1.1.1 Mécanismes d'endommagement en fatigue 6

1.1.2 Amorçage de microfissures en fatigue 11

1.2 CORRÉLATIONS ENTRE PROPRIÉTÉS DU MATÉRIAU ET CUMUL DE DOMMAGE EN FATIGUE 14

1.2.1 Corrélation entre le cumul de dommage en fatigue et la variation du module d'élasticité 14

1.2.2 Corrélation entre le cumul de dommage en fatigue et l'énergie de déformation en chargement statique 16

1.2.3 Corrélation entre le cumul de dommage en fatigue et la perte de ductilité 19

1.2.4 Corrélation entre le cumul de dommage et l'énergie de déformation plastique en fatigue 22

1.2.5 Cumul de dommage en fatigue en déformation imposée 23

1.2.6 Autres études 25

1.3 CONCLUSIONS 27

CHAPITRE II PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE 30

2.1 MATÉRIAU ÉTUDIÉ 31

2.1.1 Écrouissage des barres d'acier 32

2.1.2 Caractérisation microstructurale 33

2.1.3 Caractérisation mécanique 39

2.2 RÉALISATION DES COURBES $\Delta\varepsilon/2$-Nf 44

2.2.1 Procédure d'essai 45
2.3 RÉALISATION DES ESSAIS À FRACTION DE VIE 47
2.3.1 Procédure d'essai 47
2.3.2 Observation du cumul de dommage par répliques 49
2.3.3 Essais de traction sur éprouvettes préalablement fatiguées 52
2.4 CONCLUSIONS 53

CHAPITRE III PRÉSENTATION ET ANALYSE DES RÉSULTATS 54
3.1 COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE 55
3.2 COMPORTEMENT CYCLIQUE 60
3.2.1 État normalisé 61
3.2.2 État écroui 66
3.2.3 État écroui vs état normalisé 74
3.2.4 Conclusions 82
3.3 OBSERVATIONS MICROSTRUCTURALES DU CUMUL DE DOMMAGE 83
3.3.1 État de la microstructure après 2 à 10% de vie en fatigue consommée 85
3.3.2 État de la microstructure après 20 à 27% de vie en fatigue consommée 89
3.3.3 État de la microstructure après 50 à 67% de vie en fatigue consommée 94
3.3.4 État de la microstructure après 80% de vie en fatigue consommée 98
3.3.5 Conclusions 101

3.4 INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES 103

3.4.1 Résultats des essais de traction 103

3.4.2 Variation de la limite d'élasticité, σy 116

3.4.3 Variation de la résistance mécanique, σu 119

3.4.4 Variation du pic de décrochage et du palier de Lüder 122

3.4.5 Variation de l'allongement, $A_{unif.}$ et A_{25mm} 123

3.4.6 Variation de la réduction de section, R.S. 126

3.4.7 Variation de l'énergie de déformation à la rupture 129

3.5 DISCUSSION 132

3.6 CONCLUSIONS 139

CONCLUSION 140

RECOMMANDATIONS 143

RÉFÉRENCES 145

ANNEXES 153

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1 Analyse chimique (en % poids) de l'acier à l'état tel que reçu 33

Tableau 2.2 Mesures de dureté (HRB) 39

Tableau 2.3 Propriétés mécaniques de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé. 43

Tableau 2.4 Propriétés mécaniques de l'acier AISI 1012 à l'état écroui. 44

Tableau 2.5 Paramètres d'essai planifiés pour les essais à fraction de vie 48

Tableau 2.6 Étapes de polissage. 49

Tableau 3.1 Paramètres de résistance en fatigue 81

Tableau 3.2 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes vierges d'acier AISI 1012, à la température ambiante 104

Tableau 3.3 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes normalisées en acier AISI 1012 ayant subi un cumul de dommage à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$ 105

Tableau 3.4 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes normalisées en acier AISI 1012 ayant subi un cumul de dommage à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$ 106

Tableau 3.5 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes écrouies en acier AISI 1012 ayant subi un cumul de dommage à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$ 107

Tableau 3.6 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes écrouies en acier AISI 1012 ayant subi un cumul de dommage à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$. 108

Tableau 3.7 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes écrouies en acier AISI 1012, sollicitées à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$ pour de faibles fractions de vie 109

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 Évolution du dommage en fonction de la fraction de vie consommée en fatigue pour l'acier 40 Cr (Zuchowski, 1989). 18

Figure 2.1 Coupes transversale et longitudinale de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé, sans attaque; 100X. 34

Figure 2.2 Coupes transversale et longitudinale de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé, attaque au Nital 2%, 500X. 36

Figure 2.3 Coupes transversale et longitudinale de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé, attaque au Nital 2%, 200X 37

Figure 2.4 Coupes transversale et longitudinale de l'acier AISI 1012 à l'état écroui, attaque au Nital 2%, 500X 38

Figure 2.5 Photos prises à partir d'une observation directe et d'une réplique, microstructure d'un acier, 100X. 52

Figure 3.1 Courbe contrainte-déformation de l'acier AISI 1012, à l'état normalisé... 56

Figure 3.2 Courbe contrainte-déformation de l'acier AISI 1012, à l'état écroui. 56

Figure 3.3 Courbes contrainte vraie-déformation vraie de l'acier AISI 1012, dans l'état normalisé et l'état écroui 57

Figure 3.4 Vie en fatigue de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé; essai en déformation contrôlée et à la température ambiante 62

Figure 3.5 Évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état normalisé 62

Figure 3.6 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état normalisé, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,10\%$ 63

Figure 3.7 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état normalisé, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$ 64

Figure 3.8 Vie en fatigue de l'acier AISI 1012 à l'état écroui, essai en déformation contrôlée et à la température ambiante 66

Figure 3.9 Évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui 67

Figure 3.10 Évolution de la contrainte moyenne en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui 67

Figure 3.11 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,15\%$ 68

Figure 3.12 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$ 69

Figure 3.13 Évolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,15\%$ 71

Figure 3.14 Évolution des boucles d'hystérésis stabilisées pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui 73

Figure 3.15 Amplitude de déformation totale et plastique stabilisée en fonction du nombre de cycles à la rupture pour l'acier AISI 1012 75

Figure 3.16 Amplitude de contrainte stabilisée en fonction du nombre de cycles à la rupture pour l'acier AISI 1012 77

Figure 3.17 Amplitude de contrainte stabilisée en fonction de l'amplitude de déformation plastique stabilisée pour l'acier AISI 1012. 78

Figure 3.18 Amplitudes de déformation totale, élastique et plastique, en fonction du nombre de cycles à la rupture pour l'acier AISI 1012 à l'état normalisé. 80

Figure 3.19 Amplitudes de déformation totale, élastique et plastique, en fonction du nombre de cycles à la rupture pour l'acier AISI 1012 à l'état écroui 80

Figure 3.20 Schéma des fissures de type I, II, III, définies en relation avec la taille de grains (Bataille et Magnin, 1994) 84

Figure 3.21 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 2% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X 86

Figure 3.22 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 5% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X 86

Figure 3.23 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 10% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X 87

Figure 3.24 Intrusions-extrusions observées dans un échantillon écroui après 10% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 2000X 88

Figure 3.25 Intrusions-extrusions observées dans un échantillon écroui après 10% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 3500X 88

Figure 3.26 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 20% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X 90

Figure 3.27 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 24% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X 91

Figure 3.28 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 27% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X 91

Figure 3.29 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 20% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X 92

Figure 3.30 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 50% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X 95

Figure 3.31 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 60% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X 95

Figure 3.32 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 67% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X 96

Figure 3.33 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 50% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X 96

Figure 3.34 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X 98

Figure 3.35 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%, 500X 99

Figure 3.36 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%, 500X 99

Figure 3.37 Fissures observées dans un échantillon écroui après 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%, 200X 100

Figure 3.38 Essais de traction de l'acier AISI 1012 normalisé sur une éprouvette vierge et sur une éprouvette ayant cumulé 50% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35% 110

Figure 3.39 Surface de l'éprouvette TN15801 fabriquée d'acier AISI 1012 à l'état normalisé, après l'essai de traction. 111

Figure 3.40 Surface de l'éprouvette TN15502 fabriquée d'acier AISI 1012 à l'état normalisé, après l'essai de traction. 112

Figure 3.41 Essais de traction de l'acier AISI 1012 écroui sur une éprouvette vierge et sur une éprouvette ayant cumulé 50% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%. 113

Figure 3.42 Essais de traction de l'acier AISI 1012 sur éprouvette écrouie et normalisé ayant cumulé 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35% 114

Figure 3.43 Surface de l'éprouvette TE15501 fabriquée d'acier AISI 1012 à l'état écroui, après l'essai de traction. 115

Figure 3.44 Surface de l'éprouvette TE15502 fabriquée d'acier AISI 1012 à l'état écroui, après l'essai de traction. 116

Figure 3.45 Variation de la limite d'élasticité en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée 117

Figure 3.46 Variation de la résistance mécanique en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée. 120

Figure 3.47 Variation de Aunif. en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée. 123

Figure 3.48 Variation de A25mm en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée. 124

Figure 3.49 Comparaison entre les résultats obtenus et le modèle proposé par Bui Quoc(1971b), état normalisé 128

Figure 3.50 Variation de l'énergie de déformation en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée. 130

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

A_{25mm} : allongement sur 25 mm mesuré après l'essai de traction;

$A_{unif.}$: allongement uniforme mesuré sur une courbe de traction;

$A_{tot.}$: allongement total mesuré sur une courbe de traction;

α : pente de la partie supérieure d'une boucle d'hystérésis au-delà de la limite élastique;

b : exposant de résistance en fatigue dans l'équation de Manson-Coffin;

B : fraction de vie consommée en fatigue (n/N_f) dans l'équation de Bui Quoc (1971);

β : constante fonction du matériau dans l'équation de Zuchowski (1989);

c : exposant de ductilité en fatigue dans l'équation de Manson-Coffin;

C : constante approximée par essai de traction dans l'équation de Martin (1961);

d_o : diamètre initial de l'éprouvette;

d : diamètre final de l'éprouvette;

D : valeur quantitative du dommage;

D_w: valeur quantitative du dommage dans l'équation de Zuchowski (1989);

D_c : valeur critique du dommage pour laquelle il y a rupture de la pièce;

δ : constante fonction du matériau dans l'équation de Zuchowski (1989);

E : module d'Young;

E' : module d'Young mesuré sur un matériau préalablement endommagé;

ε : déformation cyclique maximale dans l'équation de Bui Quoc (1971);

$\Delta\varepsilon/2$: amplitude de déformation totale imposée durant un essai de fatigue;

$\Delta\varepsilon_p$: déformation plastique par cycle;

$\Delta\varepsilon_1$: variation de la déformation dans la région d'amorçage;

e : déformation mesurée pendant un essai de traction;

ε_{vraie} : déformation vraie mesurée pendant un essai de traction;

ε_c : déformation cumulée en fatigue dans la région d'amorçage;

ε_f : allongement à la rupture mesurée par essai de traction;

ε_f' : coefficient de ductilité en fatigue dans l'équation de Manson-Coffin;

ε_f^{vraie} : déformation vraie à la rupture;

ε_f^I : allongement à la rupture résiduel;

ε_r : ductilité vraie à la rupture à 0% de vie en fatigue dans l'équation de Bui Quoc (1971);

ε_r' : ductilité vraie à la rupture mesurée après une certaine fraction de vie consommée en fatigue dans l'équation de Bui Quoc (1971);

ε_{tot} : déformation totale imposée durant un essai de fatigue (plastique + élastique);

ε_∞ : limite d'endurance en déformation imposée dans l'équation de Bui Quoc (1971);

k : travail d'endommagement pour N cycles (équation de Martin (1961);

k' : coefficient d'endurance cyclique;

K: facteur d'intensité de contraintes;

K_{th} : facteur d'intensité de contraintes seuil en deça duquel une fissure ne se propage pas;

ΔL : variation de la longueur de l'éprouvette durant un essai de traction;

L_o : longueur initiale de l'éprouvette;

λ : paramètre de déformation adimensionnel dans l'équation de Bui Quoc (1971);

λ_f : paramètre de déformation adimensionnel dans l'équation de Bui Quoc (1971);

n' : coefficient d'écrouissage cyclique;

N : nombre de cycles;

N_f : nombre de cycles à la rupture;

N_c : nombre de cycles nécessaires à l'amorce d'une microfissure de fatigue;

θ : exposant dans l'équation de Shi et Jiang (1993);

R : rapport entre la déformation minimale et maximale lors d'un essai de fatigue;

R.S. réduction de section;

σ_y : limite d'élasticité inférieure mesurée lors d'un essai de traction;

σ_y^L : limite d'élasticité inférieure;

σ_u : résistance ultime à la traction;

σ_f' : coefficient de résistance en fatigue dans l'équation de Manson-Coffin;

$\Delta\sigma/2$: amplitude de contrainte imposée durant un essai de fatigue;

W : énergie de déformation en chargement statique (aire sous la courbe);

W_o : énergie de déformation nécessaire à la rupture d'une éprouvette vierge;

W_s : énergie de déformation spécifique, indépendante du volume de l'échantilllon;

Wo_s : énergie de déformation spécifique nécessaire à la rupture d'une éprouvette vierge;

$W_{ns} = Wo_s - W_s$: mesure du dommage accumulé dans le matériau;

LISTE DES ANNEXES

ANNEXE A

Courbe de traction d'une barre d'acier AISI 1012 à l'état normalisé.....154

ANNEXE B

Schéma du type d'éprouvette utilisée pour les essais de traction et de fatigue.....155

ANNEXE C

Paramètres d'essai de traction. 156

ANNEXE D

Paramètres et montage utilisés pour les essais de fatigue.....157

ANNEXE E

Évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles appliqués lors d'un essai en déformation contrôlée.....159

INTRODUCTION

Le vieillissement des infrastructures est une préoccupation importante pour Hydro Québec. En effet, certaines composantes du réseau électrique, construit il y a déjà plusieurs dizaines années, commencent à montrer des signes de faiblesse (bris de conducteur et d'équipements de postes électriques). Des études récentes (Blanchette et Nguyên-Duy , 1996) ont démontré qu'une des causes principales du vieillissement de ces composantes était la fatigue mécanique due à divers types de sollicitation, tel le vent et les chargements de glace.

Hydro Québec, dans une perspective de planification de la réfection de ses équipements, cherche présentement à évaluer la vie résiduelle de ses conducteurs électriques. L'endommagement en fatigue a été choisi comme critère principal pour l'évaluation de la vie résiduelle. Cependant, dans la pratique, le niveau d'endommagement est un paramètre difficile à mesurer, c'est pourquoi il serait intéressant de relier ce dommage à une variation des propriétés mécaniques mesurées par un simple essai de traction. En choississant des composantes en service jugées comme étant représentatives, il suffirait d'effectuer un essai de traction et de mesurer les propriétés mécaniques afin de connaître l'état d'endommagement et donc la vie résiduelle des composantes utilisées dans les mêmes conditions. Très peu d'études sur le sujet ont été publiées jusqu'à présent; de plus, les résultats obtenus sont peu concluants. Néanmoins, des études récentes effectuées à l'IREQ (Nguyên-Duy, Boisvert et al. (1994), Nguyên-Duy et Boisvert (1996) et Nguyên-Duy, Boisvert et Bacon (1996)) indiquent que la perte de ductilité du matériau semble être reliée au niveau d'endommagement par fatigue cumulé dans le matériau.

Cependant, ces travaux ont été effectués sur des brins de conducteur fortement écrouis, ayant un diamètre d'environ 3 mm et un fini de surface endommagé par l'opération de toronnage; en effet, les brins sont toronnés ensemble pour former le conducteur, ce qui laisse des encavures importantes en surface des brins. Les résultats de ces travaux ont permis de crééer un abaque de perte de ductilité en fonction du cumul de dommage en fatigue qui est utilisé lors de l'évaluation de l'endommagement des lignes de transport d'électricité.

Ce présent travail fait suite aux travaux déjà réalisés à l'IREQ. Il a comme objectif principal de vérifier si l'endommagement par fatigue affecte de manière intrinsèque les propriétés mécaniques statiques du matériau, c'est-à-dire en ne considérant que le matériau et non la géométrie de l'échantillon, le fini de surface, etc. Si tel est le cas, les mécanismes qui font varier ces propriétés mécaniques doivent être identifiés et compris (e.g. la présence de fissures, de bandes de glissement, un réarrangement de la microstructure, etc). Ce travail devrait donc servir de support théorique aux travaux réalisés à l'IREQ dans le cadre du projet "Évaluation de la vie résiduelle des conducteurs de ligne de transport à Hydro Québec". Les travaux ont été réalisés à température ambiante, sur l'acier AISI 1012 à l'état normalisé et écroui. Le choix de ce matériau est principalement justifié par le fait que sa faible teneur en carbone facilite l'étude microstructurale de l'endommagement.

Ce mémoire est divisé en trois chapitres. Le premier est une revue de la littérature couvrant les principaux travaux publiés sur le sujet depuis les quarante dernières années. Le deuxième chapitre traite de la caractérisation du matériau utilisé ainsi que la méthodologie employée pour réaliser les travaux expérimentaux. Le troisième chapitre

présente les résultats obtenus des essais mécaniques et des observations par répliques. Enfin, suivent les conclusions et les recommandations pour les travaux futurs.

CHAPITRE I
REVUE DE LA LITTÉRATURE

Cette revue de la littérature est divisée en deux parties principales. La première partie concerne les mécanismes d'endommagement et d'amorçage de fissures en fatigue. Elle a pour objectif de faire la synthèse des connaissances sur l'endommagement en fatigue sans toutefois approfondir les diverses théories. En effet, comme la littérature est abondante sur ce sujet et qu'il ne s'agit pas de l'objectif principal de ce projet, seules les notions de base généralement admises par la communauté scientifique seront rapportées. Cette étude de l'endommagement par fatigue, principalement du point de vue microstructural, est essentielle à la compréhension de l'influence du cumul de dommage sur les propriétés mécaniques statiques.

La deuxième partie de ce chapitre est consacrée aux divers travaux qui portent sur l'étude de l'effet de l'endommagement par fatigue sur les propriétés mécaniques. Ce champ d'étude est donc directement relié à l'objectif du travail mais malheureusement, la littérature sur le sujet est peu abondante. Néanmoins, la revue bibliographique couvre les travaux réalisés sur une période de plusieurs décennies, ce qui permet d'avoir un portrait assez global de la situation.

1.1 MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT ET D'AMORÇAGE DE MICROFISSURES EN FATIGUE

Selon J. Lemaître et J.L. Chaboche (1978), dans les métaux et alliages, trois phases sont normalement observées dans le processus d'endommagement pris au sens large, c'est-à-dire pour tous les types de sollicitation: statique, fatigue, fluage, fatigue-fluage. La première phase est celle de l'accommodation du matériau qui correspond à l'apparition de défauts ponctuels, associés à l'augmentation de la densité de dislocations et au cisaillement des inclusions et des précipités toujours présents dans les matériaux industriels. La deuxième phase est celle de l'amorçage au cours de laquelle les défauts ponctuels génèrent des microfissures, soit par décohésion à l'interface précipités et/ou inclusions-matrice, soit par clivage de la particule elle-même, soit encore sous l'effet de mécanismes d'intrusion-extrusion. Enfin, la troisième phase est celle de la micropropagation qui peut être de nature fragile, microductile ou les deux simultanément.

Dans cette section, les mécanismes d'endommagement en fatigue jusqu'à l'amorce de microfissures seront étudiés. L'étape de la propagation des fissures ne sera pas abordée, puisque dans les composantes mécaniques d'intérêt, le cumul de dommage doit être quantifié avant l'apparition de fissures importantes. Les principaux éléments microstructuraux, connus comme étant caractéristiques de l'endommagement en fatigue, seront examinés, à savoir: l'arrangement des dislocations, les bandes de glissement et les intrusions-extrusions. Par la suite, une revue des études effectuées sur l'amorçage de microfissures de fatigue sera présentée.

1.1.1 Mécanismes d'endommagement en fatigue

L'endommagement est défini par J. Lemaître et J.L. Chaboche (1978) comme une détérioration progressive de la cohésion de la matière sous l'action de sollicitations monotones ou répétées, pour conduire à la rupture de l'élément de volume. Ce phénomène de détérioration est très complexe et la physique du solide et la métallurgie ont encore de la difficulté à l'expliquer complètement.

Arrangement des dislocations en fatigue

Selon De Ferri (1979), l'observation de lames minces prélevées sur des échantillons de fer soumis à de la fatigue ont permis de constater la modification de la disposition des dislocations dès les premiers cycles de chargement. Comme dans le cas de la déformation en traction statique, il y a formation d'amas de dislocations constitués de dipôles et de multipôles de dislocations.

Si l'amplitude de la contrainte se situe autour ou sous la limite d'endurance, la disposition des dislocations n'évolue pratiquement pas avec les cycles de chargement si ce n'est que pour former des boucles de dislocations réparties de façon homogène dans le matériau. Selon De Ferri (1979), cette disposition des dislocations ne peut pas mener, ou sinon très rarement, à la formation de microfissures. Le domaine d'endurance se caractérise par le fait que le mouvement des dislocations et les glissements sont parfaitement réversibles; il n'y a pas de blocage ni de réarrangement des dislocations. La structure du matériau n'est donc pas modifiée de façon irréversible, ce qui veut dire qu'il n'y a pas d'endommagement.

Lorsque les contraintes de chargement en fatigue augmentent, les observations indiquent une disposition planaire des dislocations coins alignées dans les plans de glissement. De Ferri (1979) a rapporté qu'à des niveaux de contrainte plus élevés que la limite d'endurance, il y a multiplication des dislocations dès les premières dizaines de cycles de chargement. Il se produit, en même temps, un rassemblement des dislocations en parois formant des cellules plus ou moins bien définies. Cette disposition des dislocations entraîne une saturation du durcissement après seulement 1% ou moins de la durée de vie en fatigue du matériau. Selon Grosskreutz (1971), les parois de cellules formées en fatigue sont différentes de celles retrouvées lors d'une déformation en traction statique. Les parois des cellules de fatigue sont composées de boucles de dislocations et de dipôles et de très peu de dislocations seules; la densité de boucles peut être supérieure à 10^{13} cm^{-3}. Les parois des cellules formées lors d'un chargement en traction uniaxiale sont principalement composées de dislocations enchevêtrées et de très peu de boucles. Néanmoins, selon Grosskreutz (1971), la déformation en traction uniaxiale et la déformation par fatigue ont une caractéristique commune, i.e que plus la contrainte appliquée est grande, plus la taille des cellules est petite. Cependant, la quantité de déformation plastique accumulée pendant toute la vie en fatigue est beaucoup plus importante, pour un niveau de contrainte maximale donné, que lors d'un essai de traction. Ceci a été vérifié par la densité de dislocations mesurée lors d'essais de fatigue et de traction, à une même valeur de contrainte.

Si la déformation cyclique se poursuit, le mouvement de va et vient entraîne la formation de fragments de dislocations (dipôles, lignes de dislocation, etc.) qui se rassemblent dans les parois cellulaires. Ainsi, plusieurs auteurs dont I.R. Kramer (1974) et Kuhlmann-Wilsdorf, D. et al. (1980) ont suggéré que, pour une pièce soumise à un

chargement en fatigue, le dommage reste confiné dans des couches près de la surface sous la forme de travail à froid, jusqu'à ce qu'une microfissure s'amorce et se propage.

Pour des contraintes encore plus élevées, c'est-à-dire dans le domaine de la fatigue oligocyclique, la formation de cellules est beaucoup plus évidente. Selon De Ferri (1979), celles-ci sont mieux définies qu'à contrainte plus faible et sont disposées de façon plus régulière.

Selon Grosskreutz (1971), l'arrangement des dislocations en fatigue est une façon naturelle d'emmagasiner une quantité importante de dislocations de la manière la plus économique possible, c'est-à-dire sous forme de parois cellulaires dans les cas où le matériau possède un glissement dévié. De plus, selon cet auteur, l'arrangement des dislocations est déterminé principalement par l'amplitude de déformation imposée et non uniquement par la contrainte.

Bandes de glissement

Des observations simultanées de la microstructure et de la surface d'éprouvettes fatiguées ont permis de constater que dès les premiers cycles de chargement, à une contrainte supérieure à la limite d'endurance, il y avait simultanément formation de cellules de dislocations près de la surface et formation de bandes de glissement à la surface de l'éprouvette. Cependant, pour les aciers au carbone, Cazaud, Rabbe et al. (1969) mentionnent que les bandes de glissement peuvent apparaître pour des contraintes inférieures à la limite d'endurance.

Les bandes de glissement sont le signe d'une déformation plastique hétérogène localisée. Elles se forment d'abord à la surface du matériau, puisque c'est à cet endroit que la déformation plastique est maximale (contrainte plane), puis elles s'étendent vers le centre de l'éprouvette (Cazaud, Rabbe et al., 1969). Selon Hempel (1956), lorsque la contrainte est supérieure à la limite d'endurance, les bandes de glissement sont déjà visibles après une centaine de cycles seulement. Klesnil et Lukas (1965) affirment que dans l'acier doux, les bandes de glissement se forment principalement dans les grains de ferrite α, puisque la déformation plastique y est plus facile.

Selon Hempel (1956), la présence de bandes de glissement ne mène pas nécessairement à la formation de microfissures et par la suite à la rupture. Cependant, dans le cas des éprouvettes de laboratoire, où le fini de surface est très bien contrôlé, les microfissures s'amorcent majoritairement dans les bandes de glissement. Il faut néanmoins que ces bandes deviennent persistantes avant que des microfissures puissent s'y amorcer. Selon Klesnil et Lukas (1965), la persistance serait due à la densité élevée de défauts présents. Selon eux, la profondeur de pénétration maximale de ces bandes persistantes serait fonction de la nature du matériau. Dans le cas du fer α, cette profondeur serait de 0,01 mm. Selon Bathias et Baïlon (1980), ce qui caractérise les bandes persistantes est la présence de microfissures le long des lignes de glissement. Dans le cas où les bandes de glissement ne sont pas persistantes, elles s'enlèvent par un simple polissage électrochimique et la surface de l'éprouvette revient à son état initial (De Ferri, 1979).

Les bandes de glissement, qui apparaissent dès les premiers stades de vie en fatigue, tendent à se propager et devenir persistantes au fur et à mesure que le nombre de

cycles augmente. Cazaud, Rabbe et al. (1969) affirment que les bandes de glissement deviennent persistantes pour des contraintes supérieures à la limite d'endurance et dès que la durée de vie atteint 10%.

Selon Klesnil et Lukas (1965), les bandes de glissement ont la même forme quel que soit le niveau de contrainte appliquée et il en est de même pour l'arrangement des dislocations à l'intérieur et à l'extérieur de ces dernières. Par contre, Cazaud, Rabbe et al. (1969) mentionnent que pour des contraintes près de la limite d'endurance, les bandes de glissement sont très fines et ne s'épaississent que pour un nombre élevé de cycles. Au contraire, pour des amplitudes de contrainte élevées, le bandes de glissement se forment dès le début de la vie et sont d'autant plus grossières que le niveau de contrainte est élevé. La différence, due au niveau de contrainte, serait principalement située à l'intérieur de l'échantillon. Les travaux de Klesnil et Lukas (1965) sur l'acier doux ont montré qu'à faible amplitude de contrainte, une structure de dislocations en bandes apparaît à l'intérieur du matériau tandis qu'à amplitude plus élevée, l'arrangement est cellulaire.

Intrusion-extrusion

À l'intérieur des bandes de glissement, le phénomène d'intrusion-extrusion est très souvent observé. Selon English et al. (1967), ce phénomène réfère à une topographie de surface associée à la déformation cyclique. À la surface de l'échantillon, le déplacement cumulé dû au glissement varie d'une bande de glissement à l'autre. Ceci a comme conséquence que du matériel est repoussé à l'extérieur de la surface alors que le matériel voisin peut être ramené vers l'intérieur. Dickson (1992) explique le phénomène d'intrusion-extrusion par l'atmosphère qui réagit avec les surfaces fraîches des plans de

glissement qui dépassent la surface (extrusion) et empêche la réversibilité de leur mouvement de va-et-vient, d'où un endommagement du métal.

Selon Cazaud, Rabbe et al. (1969), les fissures de fatigue se formeraient à partir des intrusions situées dans les lignes de glissement. En effet, au fur et à mesure que la vie en fatigue progresse, les intrusions coalescent pour former une microfissure, puis une fissure.

1.1.2 Amorçage de microfissures en fatigue

Lorsque la contrainte en fatigue et le nombre de cycles sont suffisamment grands, des microfissures s'amorçent et coalescent pour former une fissure. Selon Dickson (1992), il semble que dans la majorité des cas rencontrés dans la pratique, l'amorçage de fissures de fatigue se fait à une surface libre, à un endroit où généralement la présence d'un défaut (rainure de surface, interface entre une couche durcie et le substrat non-durci, particules de deuxième phase, etc.) crée un concentreur de contrainte important. Cependant, cette amorçage de microfissures peut se faire à l'intérieur d'une pièce lorsqu'il y a présence d'un défaut très important (ex: inclusion de grande taille). Dans le cas d'éprouvettes de laboratoire, où le fini de surface et la microstructure sont très bien contrôlés, l'amorçage de microfissures se fait à des endroits où la déformation plastique est assez grande pour produire des entailles microscopiques correspondant à des concentreurs de contraintes (e.g. les intrusions). Cependant, ceci nécessite un plus grand nombre de cycles ou une amplitude de contrainte plus élevée que dans le cas de pièces en service. D'autres théories ont aussi été avancées comme celle de Essmann et al. (1979)

qui suggère que l'annihilation de dislocations crée de petits vides qui deviennent un endroit propice pour la formation de microfissures de fatigue.

M.P. Weiss (1993) mentionne que généralement, plus de 95% de la vie en fatigue est consommée lors de l'étape de l'amorçage de microfissures. Cette hypothèse s'appuie sur la définition du seuil de fissuration qui suppose que lorsque le facteur d'intensité de contraintes K est égale ou supérieur à K_{th}, la fissure commence à se propager. D'après l'auteur, en utilisant ce critère, il est possible de quantifier le rapport de la vie en amorçage et en propagation et de constater qu'à faibles contraintes (juste au dessus de la limite d'endurance), l'étape de l'amorçage constitue la majeure partie de la vie en fatigue. Cependant, pour des contraintes plus élevées, l'étape de l'amorçage est moins longue; près de la limite d'élasticité, cette étape peut ne constituer que 50% ou moins de la vie en fatigue. C. Bathias et J-P.Baïlon (1980) rapportent que le stade de formation des microfissures et le stade I de propagation occupent entre 40 et 99% de la durée de vie en fatigue. En fait, l'apparition des bandes de glissement se ferait généralement assez rapidement mais la formation des microfissures dans ces bandes de glissement serait particulièrement lente.

Dans le domaine de la fatigue oligocyclique uniaxiale, plusieurs études, dont celles de A. Karabiell et al. (1993) et de D.E. Martin (1961), ont démontré que l'amorçage de microfissures était contrôlé par le cumul de dommage local. Y. Furuya et al. (1986) ont proposé un critère basé sur la variation de la déformation locale $\Delta\varepsilon_1$, dans la région d'amorçage. Leur étude, menée sur un acier 0,48% C à l'état recuit, a démontré qu'à N_c (nombre de cycles nécessaires à l'amorce d'une microfissure de fatigue), la variation de la déformation locale $\Delta\varepsilon_1$ due à l'avancée de la fissure était susceptible de

croître graduellement malgré que l'essai soit effectué en déplacement contrôlé. Ces variations dans la déformation locale sont différentes de la variation de la déformation prédite à partir des propriétés en déformation cyclique d'une éprouvette sans entaille (i.e les propriétés de durcissement cyclique). Y. Furuya et al. (1986) croient que les caractéristiques du comportement de cette déformation locale sont très importantes pour expliquer le caractère unique de l'amorce de fissures de fatigue. Ils ont proposé une équation décrivant l'accumulation locale moyenne de déformation, $\Delta\varepsilon_l$:

$$\varepsilon_c = \frac{1}{N_c}\int_0^N \Delta\varepsilon_l dN \tag{1.1}$$

Y. Furuya et al. (1986) proposent que ε_c soit une valeur quantitative du cumul de dommage en fatigue. En effet, la courbe logarithmique de $\Delta\varepsilon_l$ en fonction de N_c montre une droite de pente -0,5 pour $\Delta\varepsilon_l > 0{,}01$; cette région linéaire est appelée la courbe de cumul de dommage local.

Selon Cazaud et al. (1969), plusieurs études de pièces brisées en service et fabriquées d'acier bas carbone ont démontré que la majorité des fissures prenaient naissance dans la ferrite, quelques-unes aux joints ferrite-perlite et une infime quantité dans la cémentite. Cette dernière constatation est en accord avec Klesnil et Lukas (1965) qui affirment que dans l'acier doux, les bandes de glissement se forment principalement dans les grains de ferrite α et que les microfissures s'amorçent dans ces grains.

1.2 CORRÉLATIONS ENTRE LES PROPRIÉTÉS DU MATÉRIAU ET LE CUMUL DE DOMMAGE EN FATIGUE

Cette deuxième partie de la revue de la littérature a été divisée en plusieurs sous-sections qui traitent chacune de l'évolution d'une seule propriété du matériau versus le cumul de dommage.

1.2.1 Corrélation entre le cumul de dommage en fatigue et la variation du module d'élasticité

Les travaux de Shi et Jiang (1993) ont porté sur la détermination quantitative du cumul de dommage D dans un matériau et sur l'évaluation du dommage critique D_C. Leur étude est basée sur le modèle de Rabotnov-Kachanov (François, 1983) qui suppose que physiquement, l'augmentation du dommage se fait par une détérioration interne progressive (cavités, microfissures, etc.) du matériau. Cette détérioration entraîne une diminution de la section portante effective. Ainsi, en supposant que le dommage est isotrope, la valeur du dommage D peut être considérée comme un scalaire. En se basant sur cette relation de Rabotnov-Kachanov, le dommage peut être exprimé comme suit:

$$D = 1 - \frac{E'}{E} \tag{1.2}$$

où E' est le module d'élasticité du matériau endommagé et il peut être mesuré par un essai de traction; D=0 lorsque le dommage est nul et $D=D_C$ lorsqu'il y a rupture de la pièce.

Les travaux de Shi et Jiang (1993) ont été réalisés sur un acier 40Cr en fatigue-endurance, en utilisant des éprouvettes lisses à température ambiante. Après chaque essai de fatigue à fraction de vie spécifiée, le module d'élasticité E' a été mesuré par essai de traction à l'aide d'un extensomètre axial.

Leurs résultats ont indiqué qu'il y avait une diminution progressive du module d'élasticité apparent et l'évolution du dommage D versus N/N_f a pu être tracé. Cette évolution a été approximée par une fonction exponentielle de la forme:

$$D = D_c\left(\frac{N}{N_f}\right)^{\theta} \tag{1.3}$$

où N est le nombre de cycles appliqué, N_f, le nombre de cycles à la rupture et θ, la pente de la droite.

Ainsi, lorsque la valeur de N tend vers N_f, la valeur de D tend vers D_c. La valeur de D_c, trouvée par extrapolation, pour ce type d'acier ($D_c = 0,12$) est nettement inférieure à celle mesurée par essai de traction (D_c=0,22 pour les aciers en général). Lors d'un essai de traction, l'évaluation de D_c se fait par le rapport entre le module d'Young mesuré juste avant la rupture et celui mesuré au début de l'essai. Shi et Jiang (1993) croient que cette différence entre les deux valeurs de D_c provient du microdommage interne du matériau qui entraîne une grande réduction de la vie sous chargement cyclique. Les auteurs croient que la valeur de D_c mesurée lors d'un essai de traction ne s'applique pas pour prédire la vie d'une pièce soumise à un chargement cyclique.

Ces travaux ont permis de montrer que l'évolution du dommage, dans le cas de la fatigue-endurance, n'est pas linéairement proportionnelle à N/N_f. De plus, en se basant sur ce type d'équation exponentielle, la valeur de D_c peut être évaluée de façon précise alors qu'elle est souvent difficile à mesurer directement. En effet, la mesure du module d'Young juste avant la rupture, entraîne beaucoup d'imprécisions dues au fait que l'éprouvette est très fissurée.

1.2.2 Corrélation entre le cumul de dommage en fatigue et l'énergie de déformation en chargement statique

Des travaux sur la corrélation entre le dommage en fatigue et l'énergie de déformation en chargement statique ont été réalisés par Zuchowski et al. (1984). Ces derniers ont basé leur critère d'endommagement sur l'hypothèse que l'énergie spécifique accumulée dans un matériau durant un processus de chargement était une valeur constante pour un matériau donné.

En se basant sur les résultats d'autres auteurs (Feltner et Morrow (1961), Martin (1961)), Zuchowski et al. (1984) ont pu constater qu'une partie de l'énergie emmagasinée dans un volume unitaire du matériau, durant un cycle de chargement entraînant de l'endommagement, dépendait du matériau mais aussi des paramètres de chargement. Par contre, l'énergie totale accumulée jusqu'à la rupture dans un volume unitaire du matériau serait une constante, fonction du type de matériau seulement et indépendante du processus de chargement. Ainsi, le travail de déformation W, mesuré par un essai de traction (aire sous la courbe), nécessaire pour briser une éprouvette soumise antérieurement à n'importe quel type de chargement serait plus faible que le travail de déformation W_0 nécessaire à la

rupture d'une éprouvette vierge. Plus l'endommagement préalable de l'éprouvette est important (nombre de cycles ou temps de maintien à charge constante élévé) plus la différence W_O - W est grande. Pour rendre le travail de déformation indépendant du volume de l'échantillon, Zuchowski et al. (1984) ont introduit la notion de travail de déformation spécifique W_{OS} et W_S . Il s'agit en fait du travail de déformation mesuré, divisé par le volume de l'échantillon analysé. La relation suivante a donc été proposée:

$$W_{OS} - W_S = W_{nS} \tag{1.4}$$

où W_{nS} est une mesure du dommage accumulé dans le matériau.

Cependant, pour effectuer des comparaisons entre différents matériaux, il faut normaliser cette mesure d'endommagement par W_{OS}. Le dommage D_W est alors donné par:

$$D_w = \frac{W_{os} - W_s}{W_{os}} \tag{1.5}$$

Des essais expérimentaux ont été effectués par Zuchowski (1989) afin de vérifier la validité de cette relation. Les essais ont été réalisés en fatigue oligocyclique sur un acier 40 Cr. Les résultats obtenus sont présentés à la figure 1.1. Les valeurs de D_W sont montrées en fonction des valeurs de la fraction de vie N/N_f consommée en fatigue.

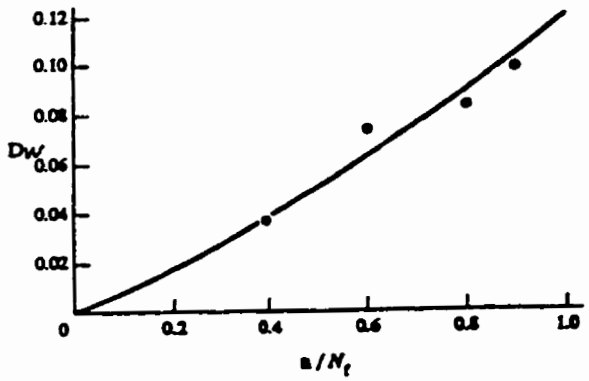


Figure 1.1 Évolution du dommage en fonction de la fraction de vie consommée en fatigue pour l'acier 40 Cr (Zuchowski, 1989).

À partir de ces résultats, Zuchowski (1989) a établi une corrélation entre D_W et N/N_f:

$$D_w = \delta + \beta \frac{N}{N_f} \tag{1.6}$$

où les paramètres δ et β sont des constantes qui dépendent du matériau seulement. Cette dernière équation représente une loi approximative du dommage cumulé pour un matériau donné. Elle est indépendante de la contrainte appliquée, de la température et du mode de rupture. De plus, cette équation est valide pour la majorité de la vie en fatigue du matériau, excepté pour l'étape initiale (D_W près de zéro) et finale (D_W tend vers un) de la vie en fatigue où la dépendance de D_W en fonction de N/N_f n'est plus linéaire.

1.2.3 Corrélation entre le cumul de dommage en fatigue et la perte de ductilité

Dans cette section, les travaux de Martin (1961) seront présentés car ils sont, à notre avis, les plus intéressants. D'autres études ont suivi en tentant de modifier légèrement l'équation proposée par Martin. Cependant, ces travaux sont tous très similaires à ceux de Martin (1961) et n'apportent aucune information nouvelle; c'est pourquoi ils ne seront pas rapportés ici.

L'approche de Martin (1961) est basée sur la relation empirique proposée par Manson et Coffin pour décrire le comportement d'un matériau en fatigue oligocyclique.

Cette relation a la forme suivante:

$$N_f^{\frac{1}{2}} \Delta\varepsilon_p = C \tag{1.7}$$

où $\Delta\varepsilon_p$ est la valeur de la déformation plastique par cycle, N_f est le nombre de cycles à la rupture et C, une constante pouvant être approximée à l'aide des propriétés obtenues d'un essai de traction. Manson et Coffin ont proposé qu'en posant la valeur de N_f égale à 1/4 de cycle (correspondant à l'amorce d'une fissure) et la valeur de $\Delta\varepsilon_p$ égale à la ductilité mesurée par essai de traction (ε_f), la valeur de C devient alors égale à $\varepsilon_f/2$. En comparant les valeurs de C prédites par cette équation et celles mesurées à l'aide des résultats obtenus des essais de fatigue oligocyclique, Manson et Coffin ont noté que la corrélation n'était qu'approximative, c'est-à-dire que les prédictions de vie à partir d'essais en chargement statique étaient trop conservatrices. Cependant, la simplicité de cette équation et son

accord, quoique approximatif, avec les résultats expérimentaux laisse croire à Martin (1961) qu'elle provient d'une relation encore plus fondamentale concernant le mécanisme de rupture par fatigue. Ses travaux ont donc porté sur le développement d'une telle relation.

Selon Martin (1961), pour un cycle, le travail d'endommagement par unité de volume est égal à $\alpha(\Delta\varepsilon_p)^2$ et pour N cycles, il est égale à $N\alpha(\Delta\varepsilon_p)^2$. La valeur de α est mesurée sur une boucle d'hystérésis et représente la pente de la partie supérieure de la boucle au-delà de la limite élastique. Ainsi, si la rupture se produit lorsqu'une valeur critique constante de dommage cumulé est atteinte, la vie en fatigue peut être évaluée par la relation suivante:

$$N_f \alpha \left(\Delta\varepsilon_p\right)^2 = k \tag{1.8}$$

Cette équation est de la même forme que celle employée par Manson-Coffin. Suite à des développements subséquents, qui ne seront pas présentés ici, Martin (1961) a obtenu l'équation suivante:

$$N_f^{\frac{1}{2}} \Delta\varepsilon_p = \left(\frac{\varepsilon_f}{2}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{1.9}$$

La seule différence avec l'équation de Manson-Coffin est qu'ici, $\Delta\varepsilon_p = \varepsilon_f$ à $N_f=1/2$ au lieu de $N_f=1/4$ de cycle.

Ce développement est basé sur la même hypothèse que celle de Zuchowski (1989), c'est-à-dire que l'énergie totale d'endommagement absorbée par le matériau pendant une vie en fatigue de N_f cycles est égale à l'énergie d'endommagement absorbée dans un essai de traction par un échantillon non-endommagé ayant une déformation à la rupture ε_f. Ainsi, si un nombre de cycles N ($N<N_f$) est appliqué à une déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ spécifiée, il existe alors une énergie résiduelle d'endommagement qui doit être consommée avant d'atteindre la rupture finale. Si cette énergie est consommée par un essai de traction, alors elle peut être décrite en terme de déformation à la rupture résiduelle ε_f^I qui sera mesurée dans cet essai de traction. Il est alors possible de dire que la somme de l'énergie d'endommagement en fatigue et de l'énergie d'endommagement provenant d'un chargement statique subséquent est égale à une valeur limite d'énergie, obtenue lors d'un essai de traction sur un échantillon non-endommagé. Cette relation peut s'écrire:

$$N\alpha\left(\Delta\varepsilon_p\right)^2+\frac{1}{2}\alpha\left(\varepsilon_f^I\right)^2=\frac{1}{2}\alpha\varepsilon_f^2 \tag{1.10}$$

La ductilité résiduelle peut alors être évaluée de la façon suivante:

$$\varepsilon_f^I=\sqrt{\varepsilon_f^2-2N\left(\Delta\varepsilon_p\right)^2} \tag{1.11}$$

Plusieurs essais (Martin, 1961) ont été réalisés dans le but de vérifier cette dernière relation. Les résultats en fatigue-endurance n'ont pas permis de démontrer la validité de cette équation. Certains résultats ont par exemple démontré que 90% de la vie en fatigue pouvait être consommée sans qu'une variation appréciable de la ductilité soit observée. Martin explique ceci par le fait que le dommage en fatigue n'est pas distribué de façon homogène dans le matériau. En effet, comme il a été mentionné à la section 1.1, il a

clairement été démontré que l'endommagement en fatigue se situait principalement en surface et que cette distribution n'était pas uniforme. Comparativement à un essai de fatigue, lors d'un essai de traction, un volume plus grand de l'échantillon est impliqué dans le processus de déformation et les fissures naissent du centre de l'éprouvette au lieu de la surface. Il est donc possible que ces particularités, reliées au mode de déformation, engendrent des différences importantes dans les énergies reliées au travail d'endommagement. Cependant, Martin croit que localement cette équation peut être valide. En fatigue oligocyclique, les déformations sont beaucoup plus grandes qu'en fatigue-endurance et le dommage est plus uniformément distribué. Les nombreux résultats obtenus de divers essais expérimentaux à déformation élevée ont démontré la validité de l'équation proposée par Martin.

1.2.4 Corrélation entre le cumul de dommage et l'énergie de déformation plastique en fatigue

Feltner et Morrow (1961) ont effectué des travaux intéressants portant sur l'évaluation de l'énergie de déformation accumulée pendant la vie en fatigue. Dans le but de corréler le travail de déformation plastique (responsable de l'endommagement en fatigue) au comportement en fatigue, ces derniers ont tenté de mesurer des microdéformations inélastiques présentes à des niveaux de contrainte près de la limite d'endurance. Grâce à leurs travaux sur l'acier AISI 4340, Feltner et Morrow (1961) ont pu démontrer qu'il existait différents stades de dissipation d'énergie de déformation en fatigue. Dans la région de basse contrainte, l'énergie d'hystérésis est due à des mécanismes anélastiques de dissipation non-dommageable (ex: diffusion atomique, couplage magnétoélastique, etc.). Dans les régions de contraintes plus élevées, l'énergie

d'hystérésis est associée à la déformation plastique qui cause l'endommagement en fatigue. Entre ces deux régions, il existe une zone de transition où l'énergie par cycle est composée d'énergie plastique et anélastique. Cette zone de transition est située dans la région de la limite d'endurance en fatigue du matériau. Selon Feltner et Morrow, la présence d'énergie anélastique dans cette région serait responsable du fait que l'énergie totale (sommation de l'aire des boucles d'hystérésis de 0 à N_f cycles) mesurée dans cette région est très élevée et donc qu'il est difficile, pour de faibles déformations plastiques, de faire des relations entre le travail de déformation statique et le travail de déformation en fatigue. Ainsi, d'après Feltner et Morrow (1961), l'hypothèse selon laquelle la rupture par fatigue se produit lorsqu'une quantité limite d'énergie de déformation plastique est atteinte n'implique pas nécessairement que l'énergie de déformation totale mesurée soit constante. Par définition, la rupture par fatigue ne se produit pas en deçà de la limite d'endurance où l'énergie des déformations inélastiques est principalement anélastique. Ceci implique que du point de vue de la fatigue, les déformations anélastiques n'entraînent pas d'endommagement. Par contre, les résultats démontrent que l'énergie de déformation inélastique, responsable de l'endommagement et finalement la rupture, est due à l'énergie de déformation plastique.

1.2.5 Cumul de dommage en fatigue en déformation imposée

Une étude intéressante a été réalisée par Bui Quoc et al. (1971) sur l'acier A-201 et A-517. Leurs travaux sont divisés en deux volets principaux. Le premier traite de l'endommagement en fatigue sous contrainte imposée et prédit l'évolution de la contrainte ultime en traction en fonction du nombre de cycles appliqués (Bui Quoc et al., 1971a). Le deuxième volet concerne le cumul de dommage en fatigue sous déformation imposée et

prédit l'évolution de la déformation vraie à la rupture, mesurée par essai de traction, en fonction du nombre de cycles appliqués (Bui Quoc et al., 1971b). Ce deuxième volet est le plus pertinent pour la présente étude puisque les essais ont été réalisés en déformation imposée.

L'hypothèse de base pour développer leur modèle est que l'endommagement en fatigue peut être assumé comme étant continu de la même façon que l'avancement d'une fissure de fatigue macroscopique. En s'appuyant sur des travaux indiquant une diminution de la limite d'endurance en fatigue en fonction du cumul de dommage et de plusieurs autres développements mathématiques, les auteurs ont pu développer une théorie applicable en contrainte et en déformation imposée.

Pour des conditions de déformation imposée, l'équation décrivant la perte de ductilité en fonction du cumul de dommage en fatigue est la suivante:

$$\frac{\dot{\varepsilon}_r}{\varepsilon_r}=\frac{\varepsilon_\infty}{\varepsilon_r}\cdot\exp\left\{\lambda_f\left[\lambda-\frac{1}{\frac{1-B}{\lambda-1}+\frac{B}{\lambda-(\lambda/\lambda_f)^8}}\right]^{1/8}-1\right\} \tag{1.12}$$

où ε_r est la ductilité vraie à la rupture, donnée par $2\ln(d_O/d)$ et mesurée après un essai de traction sur un échantillon n'ayant subi aucun dommage en fatigue préalable;

ε_r' est la ductilité vraie à la rupture mesurée après un essai de traction sur un échantillon ayant subi un certain dommage en fatigue préalable;

ε_∞ est la limite d'endurance en déformation imposée;

ε est la déformation cyclique maximale;

$\lambda = 1+\ln(\varepsilon/\varepsilon_{\infty})$;

$\lambda_f = 1+\ln(\varepsilon_f/\varepsilon_{\infty})$;

B est la fraction de vie consommée en fatigue n/N_f;

Des travaux ont été effectués (Bui Quoc et al., 1995) sur des brins d'acier de conducteurs électriques, de mêmes types que ceux utilisés à Hydro Québec. Les résultats ont montré que malgré les variations statistiques importantes entre les valeurs, le modèle de perte de ductilité proposé par Bui Quoc et al. (1971b) représentait bien la tendance des résultats obtenus. De plus, en comparant les valeurs obtenues au modèle de perte de ductilité (Bui Quoc et al., 1971b) et à celui de perte de résistance mécanique (modèle qui n'est pas présenté ici mais que l'on retrouve dans l'article de Bui Quoc et al., 1971a), les auteurs en viennent à la conclusion que l'effet du dommage en fatigue est plus significatif sur la ductilité que sur la résistance mécanique.

1.2.6 Autres études

D'autres études sur la corrélation de certaines propriétés mécaniques et l'endommagement en fatigue ont été réalisées. Parmi celles-ci, celle de Lemaître, Morchoisne et al. (1970) est d'un intérêt particulier puisque la méthode expérimentale utilisée est la même que celle de la présente étude et le but visé est identique. La seule différence est que les travaux de Lemaître et al. ont été réalisés sur du Duralumin trempé et vieilli alors que dans la présente étude, le comportement de l'acier sera examiné. Les travaux sur le Duralumin ont porté sur la corrélation du cumul de dommage en fatigue avec, entre autres, les propriétés suivantes: le module d'élasticité, les caractéristiques de flambage, la viscosité mise en jeu lors de phénomènes de visco-plasticité, et les

caractéristiques de plasticité. Les résultats obtenus ont montré que l'endommagement par fatigue n'avait pas d'effet significatif sur ces propriétés mécaniques. Cependant, leur étude a été réalisée sur un nombre restreint d'échantillons et ne peut donc prétendre aboutir à des conclusions générales.

Des résultats similaires ont été rapportés par Lemaître et Dufailly (1987) suite à des travaux sur un acier martensitique allié au Ni, Co et Mo. Ces auteurs ont tenté de corréler l'évolution de plusieurs propriétés au cumul de dommage en fatigue. Les principales propriétés mesurées étaient: la densité, le module d'élasticité, la vitesse des ultrasons dans le matériau, l'amplitude de la contrainte cyclique, la microdureté et la résistance électrique. Lemaître et Dufailly (1987) mentionnent que la variation du module d'Young, de l'amplitude de la contrainte cyclique et de la microdureté sont de bons indicateurs du niveau d'endommagement en fatigue oligocyclique. Par contre, en fatigue-endurance, aucune des propriétés mesurées ne semble varier de façon significative. Lemaître et Dufailly (1987) explique ceci par la non-uniformité du dommage, surtout pour les vies élevées, et l'échelle à laquelle les mesures sont effectuées. Selon ces auteurs, la taille de l'élément de volume représentatif, c'est-à-dire le plus petit volume dans lequel la densité peut représenter un champ de propriétés discontinues, est un problème non-résolu jusqu'à présent, qui demanderait une étude approfondie.

D'autres auteurs affirment aussi que l'endommagement par fatigue n'influence pas de façon significative les propriétés mécaniques. Klesnil et Lukas (1965) mentionnent qu'il est très probable que les propriétés mécaniques du matériau (mesurées dans tout son volume) ne soient pas influencées par la densité et l'arrangement des dislocations sur une très faible épaisseur en surface de l'échantillon.

Néanmoins, des travaux réalisés à l'IREQ ((Nguyên-Duy, Boisvert et Bacon, 1996) sur des brins d'aluminium très écroui ont démontré qu'il existait une relation entre la ductilité, mesurée par l'allongement uniforme sur une courbe de traction, et le cumul de dommage en fatigue. Leurs résultats montrent une diminution progressive de l'allongement uniforme au fur et à mesure que la vie en fatigue s'accroît. Au-delà d'environ 90% de la vie, il y a restauration des propriétés mécaniques et l'allongement mesuré est alors similaire à celui mesuré sur des brins neufs. Cependant, ces travaux ont été réalisés sur des brins de petit diamètre (environ 3 mm) et ayant un fini de surface endommagé par l'opération de toronnage. Il est donc possible que cette perte de ductilité ne soit qu'apparente et qu'elle soit causée par des effets de surface très importants.

D'autres types d'études ont aussi été réalisés sur l'endommagement par fatigue. Par exemple, Lozinskiy et Romanov (1967) ont montré, par des essais sous vide sur l'acier, qu'il était possible de relier l'endommagement par fatigue à des variations de mesures de résistance électrique. Même si plusieurs autres études de ce genre existent, nous nous sommes limités à celles traitant des propriétés mécaniques puisque c'est ce domaine qui nous intéresse particulièrement.

1.3 CONCLUSIONS

Cette revue de la littérature a mis en évidence que la corrélation entre le cumul de dommage en fatigue et les propriétés mécaniques statiques est un sujet peu étudié et que les preuves qu'une telle corrélation existe ne sont pas toujours très évidentes. Certains auteurs ont néanmoins réussi à montrer une relation entre le cumul de dommage et certaines propriétés mécaniques. Cependant, il semble que dans la majorité des cas, cette

corrélation soit évidente en fatigue oligocyclique mais beaucoup moins en fatigue-endurance.

À travers les différentes études sur le sujet, des divergences entre les théories avancées par les auteurs ont été notées. Certains, comme Zuchowzki et al. (1984) et Martin (1961), affirment que l'énergie ou le travail d'endommagement est une constante indépendante du mode de chargement. C'est avec cette hypothèse de base qu'ils établissent des relations entre le cumul de dommage en fatigue et la variation des propriétés statiques. Cependant, les résultats obtenus ne sont pas très concluants en fatigue-endurance. D'autres auteurs, comme Shi et Jiang (1993), croient plutôt que cette énergie nécessaire à l'endommagement n'est pas une constante absolue et qu'elle est fonction du mode de chargement. Cette dernière hypothèse est en accord avec les travaux de Grosskreutz (1971) qui ont montré que la microstructure d'un acier soumis à la fatigue est différente de celle obtenue par déformation en traction uniaxiale et que la quantité de déformation plastique accumulée en fatigue serait beaucoup plus grande qu'en traction, pour un même niveau de contrainte. Le fait que l'énergie ou le travail d'endommagement ne soit pas une constante ne signifie pas qu'une relation entre les paramètres de fatigue et de traction n'existe pas mais la mise en évidence d'une telle relation devient plus difficile.

Il a été établi que la fatigue est un phénomène non-homogène se produisant surtout en surface du matériau, du moins pour le stade d'amorçage et le début de propagation des microfissures. La rupture ductile par chargement statique est un phénomène beaucoup plus homogène qui s'amorce d'abord au centre du matériau avant de s'étendre à tout le volume. Il est probable que ce soit à ce niveau que naissent les problèmes de corrélations. En effet, il semble difficile d'observer une variation

significative des propriétés mécaniques, mesurées par des phénomènes microstructuraux se produisant dans tout le volume du matériau, en fonction d'un endommagement non-homogène localisé en surface. Bien sûr, si l'endommagement en fatigue est grand (présence de fissures ou déformation plastique importantes), les variations dans les propriétés mécaniques devraient être plus évidentes.

Cependant, malgré tous ces résultats qui peuvent sembler peu prometteurs, les travaux réalisés à l'IREQ et ceux de Bui Quoc et al. (1995) laissent croire qu'une relation existe entre le cumul de dommage en fatigue et la perte de ductilité statique. Cependant, cette perte de ductilité ne pourrait être qu'apparente puisque dans le cadre de ces travaux, les brins de conducteur étudiés étaient de petit diamètre (environ 3 mm) et leur fini de surface était très endommagé. Dans ce cas, l'effet de surface devient très important et il est difficile de savoir si cette perte de ductilité est intrinsèque ou seulement apparente. Hydro Québec aimerait développer un moyen simple pour quantifier le cumul de dommage en fatigue afin d'évaluer la vie résiduelle de ses conducteurs électriques. L'essai de traction semble donc une avenue intéressante. Dans le présent travail, le cumul de dommage sera étudié en relation avec les propriétés mécaniques généralement mesurées avec un essai de traction. Cependant, les échantillons étudiés ici ont un fini de surface lisse et leur diamètre et plus important (10 mm). Ces travaux devraient donc permettre de vérifier si la variation des propriétés mécaniques en fonction du cumul de dommage est intrinsèque ou apparente. Puisque la fatigue semble être un phénomène principalement surfacique, nous étudierons, en parallèle, mais de façon plus sommaire, la technique de réplique comme moyen pour évaluer le cumul de dommage en fatigue.

CHAPITRE II
PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE

Ce chapitre est consacré à la description de la procédure expérimentale utilisée pour réaliser les travaux. Il s'agit donc d'une partie importante puisque le volet expérimental a occupé la majeure partie du temps consacré à ce projet.

Les travaux ont été effectués sur un seul type de matériau, l'acier AISI 1012, mais dans deux états métallurgiques différents soient l'état normalisé et l'état écroui à froid. Puisque l'écrouissage à froid est couramment utilisé pour la fabrication de certaines pièces chez Hydro Québec (e.g. cornières et brins de conducteur) susceptibles d'être soumises à de la fatigue, cet état métallurgique a été inclus dans notre étude. De plus, l'écrouissage représente un endommagement pour le matériau, c'est-à-dire que la microstructure a été modifiée de façon irréversible. L'étude de pièces écrouies devrait donc nous permettre de vérifier si le cumul de dommage en fatigue est plus facilement observable dans une structure préalablement endommagée comparativement au cas d'une structure normalisée. Parmi les aciers utilisés à Hydro Québec, le choix a été arrêté sur un acier bas carbone car les microfissures de fatigue apparaissent préférentiellement dans la ferrite et beaucoup plus rarement dans la perlite et aux joints de grains ferrite-perlite (Cazaud, Rabbe, Pomey et Janssen, 1969). De plus, la faible teneur en carbone, et donc la présence majoritaire de grains de ferrite, facilite l'observation des bandes de glissement et des intrusions-extrusions qui sont difficiles à discerner des lamelles de cémentite (Klesnil et Lukas, 1965).

La première partie de ce chapitre est consacrée à la caractérisation microstructurale et mécanique de ce matériau. Par la suite, la procédure expérimentale y est décrite. Tout d'abord, pour chaque état métallurgique du matériau, la courbe $\Delta\varepsilon/2$-N_f, qui servira de référence pour la durée de vie en fatigue du matériau à différents niveaux d'amplitude de déformation imposés ($\Delta\varepsilon/2$), a été déterminée. Dans un deuxième temps, des essais à fraction de vie ont été effectués, c'est-à-dire que pour un niveau de déformation donné (supérieur à la limite d'endurance), des éprouvettes ont été soumises à des essais de fatigue d'une durée prédéterminée (fraction de la vie totale en fatigue du matériau). Ces éprouvettes n'ont pas été sollicitées jusqu'à la rupture, mais elles ont subi un certain endommagement par fatigue. Cet endommagement a d'abord été caractérisé microstructuralement par la prise de répliques en surface des éprouvettes. Par la suite, des essais de traction ont été effectués, afin de comparer les propriétés mécaniques résiduelles à celles d'éprouvettes n'ayant subi aucun endommagement préalable par fatigue.

2.1 MATÉRIAU ÉTUDIÉ

Les échantillons utilisés pour réaliser les essais ont été fabriqués d'acier AISI 1012 à l'état normalisé pour la première série d'éprouvettes et à l'état écroui pour la seconde. Cet acier nous a été fourni par la compagnie Ivaco sous forme de barres ayant un diamètre moyen de 31,8 mm et une longueur variant entre 915 et 1220 mm. Cet acier a préalablement été laminé à chaud, ce qui est un avantage puisque ce traitement induit une recristallisation du matériau et donc une microstructure isotrope. Les barres d'acier proviennent de bobines où elles ont d'abord été déroulées, redressées puis coupées. Afin d'éliminer les contraintes résiduelles qui pourraient avoir été engendrées lors du redressement des barres, nous avons effectué le recuit de détente suivant:

- Entrée des barres dans le four à ≈ 500°C;
- Montée en température de 500 à 700°C pendant une heure;
- Maintien à 700°C pendant une heure;
- Ouverture des portes du four et refroidissement à l'air.

La première série d'éprouvettes à l'état normalisé a été usinée directement à partir de ces barres recuites. Pour la deuxième série d'éprouvettes, les barres ont été étirées dans le sens longitudinal avant d'être usinées; cette opération est décrite au paragraphe suivant.

2.1.1 Écrouissage des barres d'acier

Les barres d'acier ont été étirées à l'aide d'une machine électromécanique ATM d'une capacité de 490000 N. Un extensomètre axial ayant une longueur jaugée de 25 mm et une course de 12,5 mm a été utilisé pour mesurer l'allongement durant l'essai (déformation maximale permise: 0 à 45%). La précision de cet extensomètre est d'environ 0,01% de déformation. Un premier essai de traction complet a été effectué afin de mesurer l'allongement uniforme (avant striction) et ainsi déterminer la valeur maximale de déformation permise pour l'écrouissage. L'allongement uniforme mesuré était d'environ 21%. Comme les barres d'acier possèdaient des courbures parfois importantes qui pouvaient entraîner une striction prématurée, un écrouissage à 15,5% de déformation a été choisi comme étant sécuritaire. Un lot de barres d'acier a donc été étiré dans le sens longitudinal jusqu'à un allongement de 15,5%. La figure A1 de l'annexe A présente une courbe de traction typique obtenue lors de l'écrouissage d'une barre. La deuxième série d'éprouvettes a ensuite été usinée à partir de ces barres écrouies.

2.1.2 Caractérisation microstructurale

Une analyse chimique a été effectuée sur un échantillon d'acier à l'état tel que reçu afin de vérifier si sa composition correspondait bien à celle d'un acier AISI 1012. Les résultats sont présentés au tableau 2.1. La première rangée indique les éléments analysés, la deuxième, les teneurs (en % poids) de chacun des éléments dans l'échantillon analysé et la troisième rangée présente les valeurs limites sur la composition chimique d'un acier AISI 1012 telles que spécifiées par l'ASM (1978).

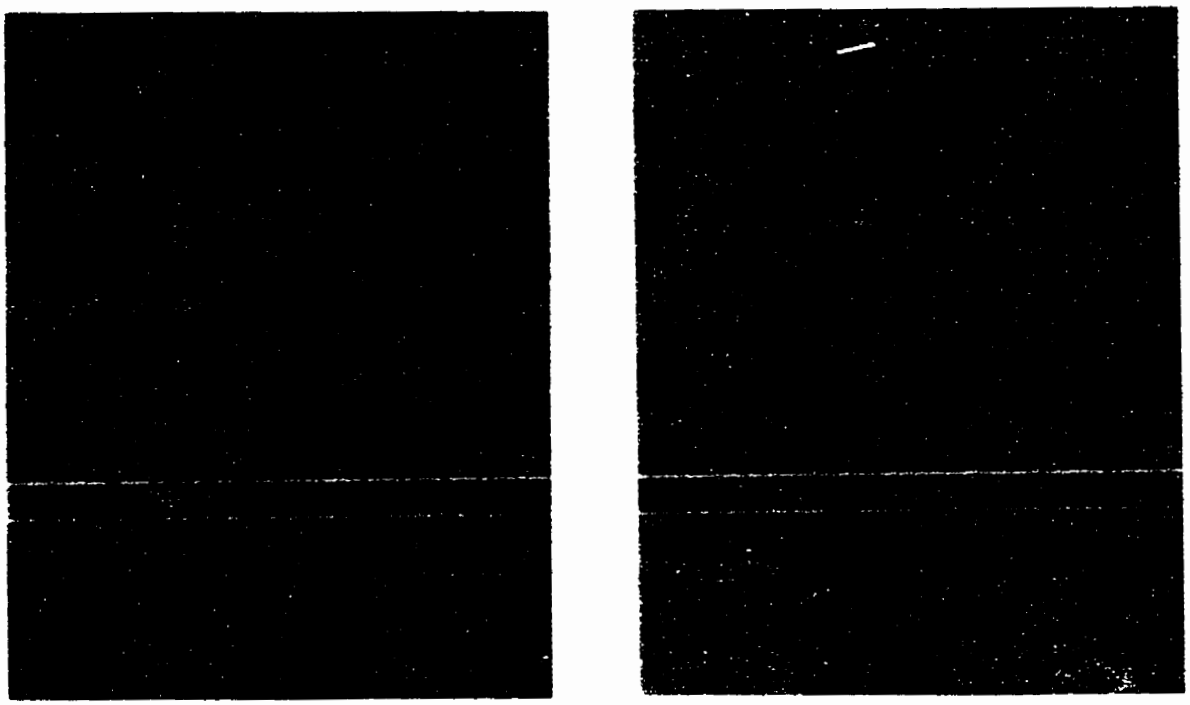
Tableau 2.1 Analyse chimique (en % poids) de l'acier à l'état tel que reçu.

	C	*Mn*	*S*	*P*	*Si*	*N*	*Ni*	*Cr*	*Mo*	*Base*
Ech.	0,134	0,400	0,013	0,010	0,194	0,006	0,050	0,044	0,008	98,99
Lim.	0,1-0,15	0,3-0,6	0,05	0,04						

Pour les deux états du matériau (normalisé et écroui), des observations microstructurales ont été effectuées. Celles-ci sont présentées dans les sections qui suivent.

État normalisé

Des échantillons ont été prélevés dans les sens transversal et longitudinal sur différentes barres d'acier; ils ont ensuite été polis jusqu'à l'obtention d'un fini miroir afin de pouvoir effectuer leur observation au microscope optique. La figure 2.1 présente les métallographies obtenues.



direction de laminage →

transversale **longitudinale**

Figure 2.1 Coupes transversale et longitudinale de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé; sans attaque; 100X.

L'observation des échantillons polis non-attaqués permet de bien voir la présence d'impuretés telles les sulfures de manganèse (MnS) ou des oxydes (le plus souvent des oxydes de fer, de manganèse ou de silicium ou un mélange des trois), toujours présentes en quantité variable dans les aciers. L'observation de la coupe transversale ne permet pas de distinguer les divers types d'inclusions puisque ces dernières sont toutes de forme arrondie. Cependant, cette distinction est facilitée par l'examen de la coupe longitudinale, puisque les inclusions de MnS se déforment facilement et gardent leur forme allongée dans le sens de l'étirement et ce, même après un recuit. Elles fournissent donc un bon indice de la direction du laminage. Les inclusions d'oxydes sont, pour leur part, toujours de forme arrondie. Ces observations microstructurales permettent de constater que les impuretés sont en très faible quantité et qu'il s'agit donc d'un acier très propre. Des observations similaires sur d'autres échantillons ont indiqué les mêmes résultats.

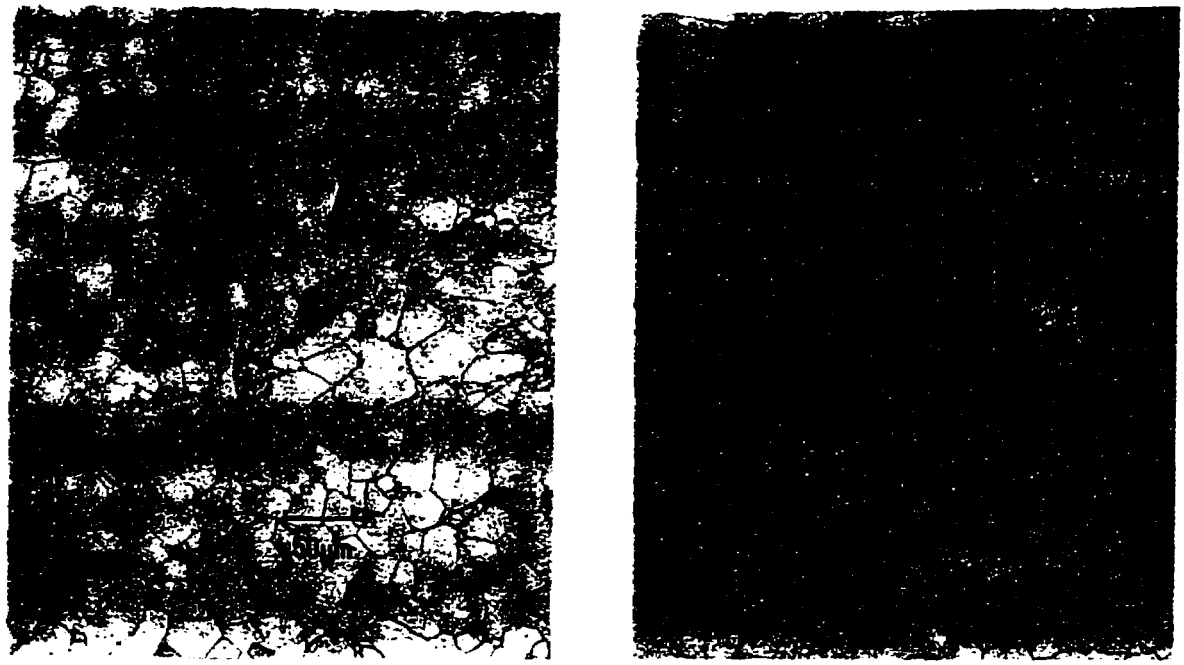
Les échantillons polis ont ensuite été attaqués pendant 20 sec. dans une solution de Nital 2% afin de révéler la microstructure. La figure 2.2 présente les microstructures obtenues.

direction de laminage ↑

transversale **longitudinale**

Figure 2.2 Coupes transversale et longitudinale de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé; attaque au Nital 2%; 500X.

L'attaque au Nital a pour but de mettre en évidence les joints de grain et les lamelles de perlite. D'après ces observations, la taille des grains varie entre 10 et 50 µm environ dans le sens transversal et entre 10 et 80 µm environ dans le sens longitudinal. Des observations similaires sur d'autres échantillons ont indiqué les mêmes résultats. Il est aussi possible de distinguer aisément les grains de ferrite (grains blancs) et les lamelles de perlite. Ainsi, il est possible de constater que la cémentite est partiellement globularisée, c'est-à-dire dans un état encore plus stable que sous forme de lamelles. La figure 2.3 présente les mêmes observations qu'à la figure 2.2 mais à plus faible grossissement. La présentation de ces deux métallographies a pour but de montrer l'équiaxialité des grains (coupe transversale) et l'alignement de la perlite dans le sens longitudinal.



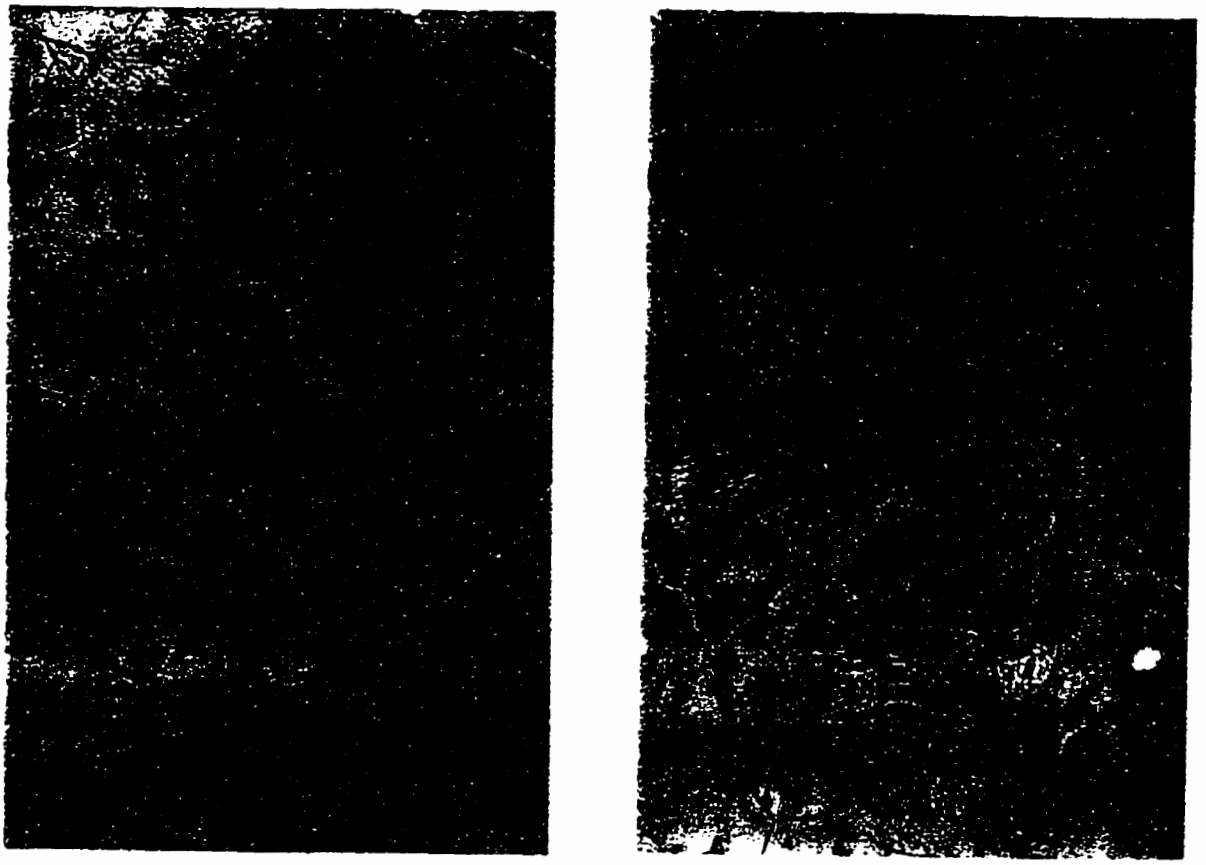
direction de laminage →

transversale **longitudinale**

Figure 2.3 Coupes transversale et longitudinale de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé; attaque au Nital 2%; 200X.

État écroui

La figure 2.4 présente les métallographies obtenues d'échantillons prélevés sur des barres d'acier AISI 1012 ayant subi un écrouissage. Comme dans le cas précédent, les échantillons ont d'abord été polis jusqu'à l'obtention d'un fini miroir, puis attaqués 20 sec. dans une solution de Nital 2%.



direction de laminage ↑

transversale **longitudinale**

Figure 2.4 Coupes transversale et longitudinale de l'acier AISI 1012 à l'état écroui; attaque au Nital 2%; 500X.

La microstructure de ces échantillons est très semblable à celle des échantillons normalisés. En effet, selon Dieter (1986), il est très difficile d'observer des changements microstructuraux dus à l'écrouissage par de simples observations métallographiques. Les techniques pour caractériser l'état d'écrouissage sont plutôt la diffraction rayons-X et l'observation de lames minces au microscope en transmission. Cependant, l'utilisation de ces techniques dépasse largement le cadre de ce projet.

2.1.3 Caractérisation mécanique

La caractérisation mécanique du matériau pour les deux états (normalisé et écroui) a été effectuée par des essais de traction et des essais de dureté.

Les essais de dureté ont été réalisés sur un appareil à indentation Rockwell Hardness Testing System équipé d'une bille d'acier dur ayant un diamètre de 1,59 mm (mesure en Rockwell B). La charge utilisée pour ce type de mesure est de 100 Kg. Des échantillons parfaitement plats ayant un fini miroir ont été utilisés pour les mesures. Dans le cas des échantillons écrouis, des mesures sur des coupes transversale et longitudinale ont été effectuées à cause de l'orientation préférentielle de la déformation produite par l'écrouissage imposé. Les moyennes obtenues sont présentées au tableau 2.2; quinze essais ont été effectués pour chacun des cas.

Tableau 2.2 Mesures de dureté (HRB).

Normalisé	*Écroui (transversal)*	*Écroui (longitudinal)*
Moyenne: 56,9	Moyenne: 76,1	Moyenne: 74,8

Ces résultats indiquent que l'écrouissage a eu pour effet de durcir le matériau, ce qui n'étonne pas puisque l'écrouissage produit une augmentation et un enchevêtrement des dislocations qui rend plus difficile la déformation du matériau.

Les essais de traction, à déplacement contrôlé, ont été réalisés à l'aide d'une machine hydraulique Instron 8501 équipée d'une cellule de charge d'une capacité de

98000 N. L'appareil est relié à un logiciel Instron qui contrôle l'essai et permet l'acquisition des données. Les paramètres d'essai sont présentés à l'annexe B. L'extensomètre utilisé pour mesurer la déformation pendant l'essai est le même que celui utilisé pour effectuer l'écrouissage des barres (voir section 2.1.1). Les éprouvettes utilisées sont des éprouvettes de fatigue S-N correspondant à la norme ASTM E466-82 (1984) pour les essais de fatigue à sollicitation axiale sur les matériaux métalliques (voir plan dimensionné des éprouvettes à l'annexe C). Le choix d'éprouvettes de fatigue, pour réaliser les essais de traction, vient du fait que les propriétés mécaniques d'éprouvettes ayant subi un certain cumul de dommage en fatigue (fraction de vie) doivent être comparées à celles d'éprouvettes n'ayant subi aucune fatigue préalable. Comme les essais de fatigue sont réalisés sur des éprouvettes S-N (les problèmes de flambage seraient trop importants avec des éprouvettes de traction), il est important de conserver la même géométrie d'échantillon afin d'effectuer une comparaison adéquate des propriétés mécaniques.

Dans le cas des éprouvettes normalisées, la déformation totale enregistrée dépasse légèrement 45%, ce qui excède la capacité de l'extensomètre. Dans ces cas, les essais ont été arrêtés lorsque la déformation atteignait 45%, puis terminés manuellement sans extensomètre. Cependant, un soin particulier a été pris afin de conserver la même vitesse de déformation lors du passage en mode manuel. Les propriétés mécaniques mesurées sont les suivantes:

- σ_y : limite d'élasticité, déterminée à 0,2% de déformation plastique; dans le cas des échantillons normalisés (présence d'un palier de Lüder), la limite d'élasticité est prise comme étant égale à la limite inférieure du pic de décrochage ("lower yield point");

- σ_u : résistance ultime à la traction déterminée par la charge maximale atteinte durant l'essai;

- Pic : pic de décrochage mesuré par sa hauteur sur l'échelle des contraintes. Il ne faut cependant pas accorder trop d'importance à la hauteur du pic puisque cette dernière est fonction de la rigidité du montage et des autres conditions expérimentales. La mesure du pic de décrochage sert plutôt, dans le cas présent, à indiquer sa présence ou non;

- Palier de Lüder : correspond à la zone de déformation non-homogène avant la consolidation. Il est mesurée par son étendue sur l'échelle des déformations;

- $A_{unif.}$: allongement uniforme, c'est-à-dire l'allongement avant striction. Cette valeur est difficile à mesurer de façon précise puisque le début de la striction est difficile à localiser sur la courbe de traction. Cependant, la méthode proposée par Nelson et Winlock (1949) a été appliquée car elle donne des résultats reproductibles;

- R.S. : réduction de section mesurée par la différence entre la section initiale de l'éprouvette et sa section finale au point de rupture. La mesure de la section finale est effectuée selon deux méthodes qui donnent des résultats très similaires. La première consiste à remettre ensemble les deux sections de l'éprouvette brisée et de mesurer, à l'aide d'un pied à coulisse, le diamètre de la section la plus mince. La deuxième méthode est l'analyse d'image. Le faciès de rupture est d'abord photographié puis numérisé, pour ensuite être interprété par un logiciel d'analyse d'image (IMAGE 1.46b21) qui mesure l'aire de la section;

- A_{25mm} : allongement sur 25 mm. Cette valeur représente l'allongement total (allongement uniforme+striction). Elle est mesurée par la variation de la distance entre deux points, avant (25 mm) et après l'essai. Pour ce faire, l'éprouvette est marquée, à l'aide d'un indenteur calibré de 25 mm. Après l'essai, les deux parties de l'éprouvette brisée sont remises ensemble et la distance entre les deux points est mesurée à l'aide d'un pied à coulisse. Cette mesure peut être affectée par la position des points par rapport à la striction. En effet, une striction qui se produirait très près d'un des deux points pourrait entraîner une diminution de la distance mesurée après essai, puisqu'une partie de la déformation se produirait à l'extérieur des deux points. Dans la très grande majorité des essais de cette étude, la striction s'est produite entre les deux points à une distance appréciable de ces derniers;

- Énergie : énergie de déformation à la rupture mesurée par l'aire sous la courbe de traction. Il s'agit de la quantité de travail par unité de volume requise pour causer la rupture du matériau.

Il est à noter que le module d'élasticité E n'est pas mesuré. En effet, la mesure de cette propriété demande un extensomètre d'une précision supérieure à celui utilisé pour les essais de traction. De plus, pour mesurer des variations de E en fonction du cumul de dommage, comme l'ont fait Shi et Jiang (1993), il aurait fallu utiliser des jauges de déformation.

Quatre essais de traction ont été effectués pour chacun des états métallurgiques. Dans le cas des éprouvettes écrouies, il s'est écoulé au moins un mois entre l'écrouissage des barres et les essais de traction, ce qui laisse suffisamment de temps pour qu'un

vieillissement après écrouissage se produise. Les résultats de ces essais sont présentés aux tableaux 2.3 et 2.4. Une analyse plus détaillée des résultats est effectuée au chapitre III (Présentation et analyse des résultats). La nomenclature utilisée pour identifier les essais est la suivante: la première lettre est un T qui signifie qu'il s'agit d'un essai de traction, suivi des lettres SN pour indiquer le type d'éprouvettes utilisé. Ensuite, viennent les lettres NOR ou ECR pour indiquer l'état du matériau (normalisé ou écroui); le chiffre placé à la fin indique le numéro de l'essai.

Tableau 2.3 Propriétés mécaniques de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé.

Propriétés mécaniques	*TSNNOR1*	*TSNNOR2*	*TSNNOR3*	*TSNNOR4*	*Moyenne*
σ_y (MPa)	225	227	222	220	223,5
σ_u (MPa)	355	355	349	342	350,5
Pic (MPa)	222 à 290	230 à 310	225 à 302	220 à 304	222 à 305
P. Lüder (%)	0,3 à 2,6	0,2 à 2,5	0,3 à 2,3	0,4 à 1,7	0,3 à 2,3
$A_{unif.}$ (%)	21,3	21,15	21,6	21,2	21,3
R.S. (%)	74,2	75,9	74,3	74,6	74,8
A_{25mm} (%)	55,2	56,0	52,9	51,6	53,9
Énergie (MJ/m^3)	142,5	143,2	143,5	133,7	140,7

Tableau 2.4 Propriétés mécaniques de l'acier AISI 1012 à l'état écroui.

Propriétés mécaniques	*TSNECR1*	*TSNECR2*	*TSNECR3*	*TSNECR4*	*Moyenne*
σ_y (MPa)	425	435	425	455	435
σ_u (MPa)	425	435	425	455	435
Pic (MPa)	425 à 442	435 à 463	425 à 442	455 à 470	435 à 454
P. Lüder (%)	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent
$A_{unif.}$ (%)	5	5	5,2	3,5	4,7
R.S. (%)	69,0	68,0	68,7	62,7	67,1
A_{25mm} (%)	29,2	29,0	30,2	23,8	28
Énergie (MJ/m^3)	94,7	95,5	100,5	74,6	91,3

L'essai TSNECR4 donne des résultats légèrement différents des trois autres essais. Cependant, rien ne semble expliquer cette différence, puisque l'éprouvette provient du même lot que celles utilisées pour les autres essais et les conditions expérimentales furent les mêmes. Cet essai sera donc inclu dans le calcul de la moyenne des résultats expérimentaux.

2.2 RÉALISATION DES COURBES $\Delta\varepsilon/2$-N_f

Cette section est consacrée à la description de la méthode d'essai utilisée pour réaliser les deux courbes de fatigue $\Delta\varepsilon/2$-N_f, soit une première pour les éprouvettes normalisées et une seconde pour les écrouies. Ces courbes ont été réalisées en déformation imposée. Ce choix repose d'abord sur le fait que l'adoucissement cyclique (comportement observé lors de nos essais) sous contrainte imposée représente une condition particulièrement sévère en fatigue oligocyclique puisque la contrainte étant toujours

maintenue constante, l'augmentation continuelle de la déformation peut entraîner une rupture prématurée (Hertzberg, 1983). De plus, en déformation imposée, il est plus facile de déterminer la quantité de déformation plastique présente durant l'essai, ce qui facilite l'étude du cumul de dommage en fatigue. Selon Grosskreutz (1971), l'amplitude totale de déformation peut être imposée dès les premiers cycles tandis qu'une période de "pré-consolidation" est souvent requise avant que la contrainte totale puisse être appliquée lors d'essais en charge contrôlée.

2.2.1 Procédure d'essai

Les essais ont été réalisés à température ambiante sur une machine hydraulique Instron 8501 équipée d'une cellule de charge d'une capacité de 98000 N en condition dynamique. Cet appareil est relié à un logiciel Instron permettant de contrôler l'essai et d'acquérir les données. La sollicitation imposée à chaque éprouvette est de type traction alternée avec $R = \varepsilon_{min}/\varepsilon_{max} = -1$. Les fréquences utilisées sont très faibles (entre 0,28 et 2 Hz) et sont choisies de façon à ce que la vitesse de déformation reste toujours la même (0,4 % s^{-1}), quel que soit le niveau de déformation imposé. Les paramètres utilisés pour les essais sont présentés à l'annexe D. Les éprouvettes utilisées sont les mêmes que celles utilisées pour les essais de traction, c'est-à-dire des éprouvettes S-N dont le schéma a été présenté à l'annexe C. Ces dernières sont installées dans des mors contenant du métal de Wood qui permet un alignement parfait de l'éprouvette avec l'axe longitudinal de l'appareil. En effet, une fois l'éprouvette bien installée dans le mors du bas, le métal de Wood est chauffé jusqu'à ce qu'il devienne liquide, puis la partie supérieure de l'éprouvette est installée dans le mors du haut. La partie du bas est alors libre de se déplacer (à cause du métal fondu) et, si les mors sont parfaitement alignés, elle se

déplacera de façon à placer l'éprouvette dans l'axe du montage. Le métal de Wood est ensuite refroidi jusqu'à sa solidification complète et l'essai peut alors débuter. Cette étape élimine donc les risques de flexion de l'éprouvette qui seraient engendrés par un mauvais alignement. Le montage utilisé pour les essais de fatigue est présenté à l'annexe D.

Pour réaliser un essai de fatigue en déformation imposée, l'utilisation d'un extensomètre de grande précision est nécessaire. Un extensomètre pour la fatigue ayant une longueur jaugée de 25 mm et une course de ±2 mm (déformation maximale de ±4 %) a été utilisé. Cet extensomètre est conforme à la norme ASTM E606 (1980) qui recommande d'utiliser, pour des essais de fatigue-endurance, un extensomètre de classe B-2 ou mieux (voir norme ASTM-E83 (1985)), c'est-à-dire ayant une erreur maximale de 0,5% sur la déformation. Pour chacun des deux états du matériau (normalisé et écroui), six niveaux de déformation imposée ($\Delta\varepsilon/2$) ont été choisis, soit: 0,1; 0,15; 0,2; 0,35; 0,5 et 0,7%. Au moins trois essais ont été réalisés pour chaque niveau de déformation (sauf pour les niveaux de 0,5 et 0,7% où seulement un et deux essais ont été respectivement réalisés). Le nombre de cycles à la rupture a été enregistré ainsi que la déformation plastique et élastique à différents moments durant l'essai. Les intervalles d'enregistrement sont présentés à l'annexe D. Les valeurs de déformation plastique et élastique sont calculées de la façon suivante par le logiciel:

$$\varepsilon_{tot} = \frac{\Delta\sigma/2}{E} + \varepsilon_{plastique} \qquad (2.1)$$

En se référant à la largeur des boucles d'hystérésis (contrainte-déformation totale), il a été vérifié que la déformation plastique calculée par le logiciel correspondait bien à la déformation plastique réelle enregistrée durant l'essai.

2.3 RÉALISATION DES ESSAIS À FRACTION DE VIE

Une fois les courbes $\Delta\varepsilon/2$-N_f terminées, les essais à fraction de vie en fatigue ont pu être réalisés. Cette section traite de la procédure expérimentale utilisée pour réaliser ces essais.

2.3.1 Procédure d'essai

Les essais ont été réalisés de la même façon que dans le cas des courbes $\Delta\varepsilon/2$-N_f sans toutefois atteindre la rupture. Ces courbes $\Delta\varepsilon/2$-N_f ont permi d'évaluer, pour les deux états du matériau, la vie moyenne en fatigue (moyenne du nombre de cycles à la rupture) pour chaque niveau de déformation. À partir de ces valeurs de vie en fatigue, le nombre de cycles correspondant aux fractions de vie choisies pour nos essais a été calculé. Ces fractions de vie sont: 20, 50 et 80% de la vie totale en fatigue. Le choix de ces valeurs repose sur les deux conditions suivantes: limiter le nombre d'essais et étudier un nombre suffisant de fraction vie pour obtenir une vue d'ensemble du cumul de dommage en fatigue. Ces trois valeurs de fraction de vie ont dû être réévaluées en cours d'essais puisque, dans certains cas, des ruptures se sont produites avant d'atteindre 80% de la vie en fatigue. Ceci a entraîné des changements dans les valeurs de vie moyenne en fatigue et donc les fractions de vie ne correspondent plus tout à fait aux valeurs de 20, 50 et 80%. Les conditions d'essai sont présentées au tableau 2.5.

Afin de limiter la durée des travaux expérimentaux, les essais à fraction de vie ont été réalisés pour deux niveaux de déformation imposée soit 0,15 et 0,35%. Le choix de ces valeurs vient de l'étude des courbes $\Delta\varepsilon/2$-N_f. La valeur 0,1% a été rejetée puisque

dans la majorité des cas, la rupture ne s'est pas produite après 1 000 000 cycles, ce qui rend l'évaluation de la vie en fatigue très difficile. Les valeurs de 0,5 et de 0,7% ont été rejetées car elles représentent un domaine de déformation trop élevé pour les applications de cette d'étude. Le choix s'est donc fait entre 0,15; 0,2 et 0,35%. Les valeurs de 0,15 et 0,35% sont un bon compromis. En effet, l'écart entre ces deux valeurs est suffisamment grand pour obtenir une différence notable du comportement en fatigue et ainsi pouvoir constater ou non l'existence d'une certaine tendance.

Tableau 2.5 Paramètres d'essai planifiés pour les essais à fraction de vie.

État	*Δε/2 (%)*	*Vie moy. (cycles)*	*Fraction de vie (cycles)*	*Fraction de vie (cycles)*	*Fraction de vie (cycles)*
Normalisé	0,15	181804	80% (145443)	60% (108170)	24% (43268)
Normalisé	0,35	6462	80% (5170)	50% (3231)	20% (1292)
Écroui	0,15	350000	80% (280000)	50% (175000)	20% (70000)
Écroui	0,35	11345	80% (9075)	67% (7620)	27% (3048)

Dans le cas des éprouvettes écrouies, aucun essai à 80% de vie et Δε/2 = 0,15%, n'a finalement été réalisé. En effet, après quelques ruptures et une analyse des résultats qui semblait indiquer qu'aucune restauration supplémentaire des propriétés mécaniques ne se produisait, pour des fractions de vie plus élevées, ces essais ont été abandonnés. Il a plutôt été décidé d'effectuer des essais à faibles fractions de vie (2, 5 et 10%) sur les

éprouvettes écrouies. La procédure expérimentale fût la même que celle utilisée pour les autres essais à fraction de vie.

2.3.2 Observation du cumul de dommage par répliques

Pour s'assurer qu'il y a eu endommagement par fatigue lors des essais à fraction de vie et pour suivre l'évolution de ce dommage, des répliques de la surface des éprouvettes avant et après les essais, ont été effectuées. Pour ce faire, la surface des éprouvettes a dû être repolie mécaniquement, avant les essais de fatigue, afin d'éliminer le plus possible les rainures laissées par le polissage précédent. En effet, la présence de rainures, mêmes lorsqu'elles sont très petites, nuisent grandement à l'observation de la microstructure par technique de réplique. Les étapes de polissage sont présentées au tableau 2.6.

Tableau 2.6 Étapes de polissage.

Finition	*Temps de polissage (min)*
7 (µm) (pâte diamant)	5
3 (µm) (pâte diamant)	3
1 (µm) (pâte diamant)	3
0,05 (µm) (pâte d'alumine)	3

Lorsque la procédure de polissage est effectuée correctement (enlèvement complet de la couche écrouie laissée par le polissage précédent), l'épaisseur de la couche écrouie laissée par ce polissage ne devrait être que de 0,05 µm. Il faut mentionner que la couche

écrouie induit des contraintes de compression à la surface des éprouvettes qui peuvent, dans le cas d'une couche écrouie assez importante, allonger sensiblement la durée de vie. Cependant, dans le cas présent, cette couche est très faible, ce qui devrait favoriser l'apparition rapide des premiers signes d'endommagement par fatigue (bandes de glissement, intrusions-extrusions, microfissures). Ceci est donc un avantage important pour la détection du cumul de dommage surtout dans le cas des faibles fractions de vie.

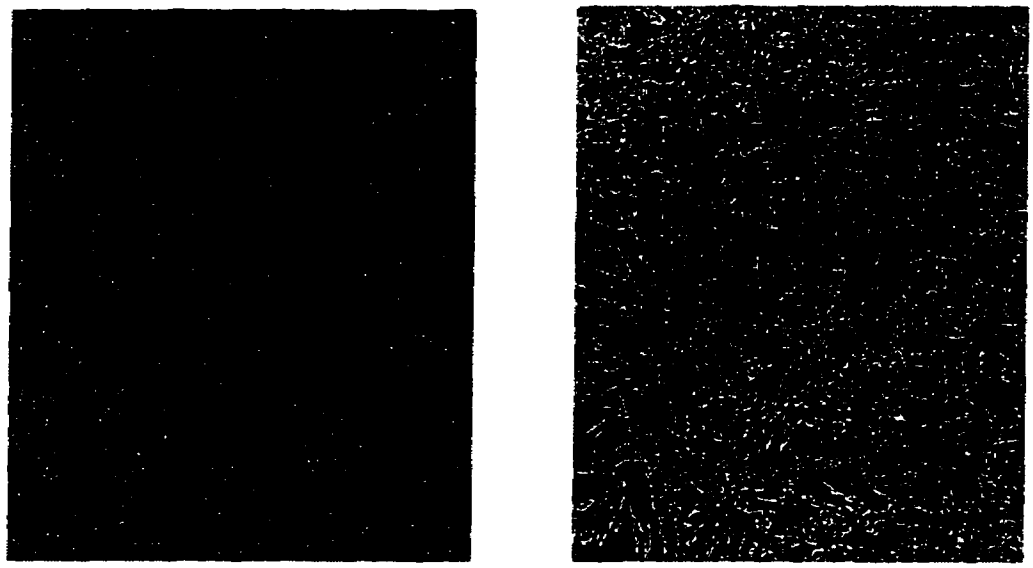
Avant d'effectuer la première réplique, la surface de l'éprouvette doit être attaquée chimiquement afin de révéler la microstructure. En effet, il est beaucoup plus facile d'observer la présence d'endommagement par fatigue (bandes de glissement, intrusions-extrusions, etc.) lorsque les grains de ferrite et de perlite sont visibles. Sans attaque chimique, une certaine confusion pourrait se produire entre des microrainures de polissage et des signes d'endommagement. Après le polissage mécanique, chaque éprouvette est donc immergée pendant une minute dans une solution de Nital 3%. Cette attaque a pour but de mettre en évidence les joints de grain et les lamelles de cémentite. Elle est supposée homogène, n'engendrant ainsi aucune concentration locale de contrainte susceptible d'amorcer des microfissures de fatigue. Cette technique a été utilisée par M. Hempel (1956) sur des aciers à faible teneur en carbone (0,09% C, 0,62% Mn et 0,01% Si). Ses résultats ont démontré que les éprouvettes sollicitées en fatigue après l'attaque au Nital n'ont pas présenté de différence de comportement avec des éprouvettes sollicitées dans les mêmes conditions mais sans attaque préalable au Nital. Une fois la surface des éprouvettes polie et attaquée, les répliques peuvent enfin être effectuées. Pour chacune des éprouvettes, quatre répliques sont effectuées avant l'essai de fatigue à fraction de vie et quatre autres sont effectuées après l'essai.

La technique utilisée est la suivante:

- Découpe d'un morceau d'acétate (épaisseur de 0,025 mm) d'une taille d'environ 3x10 mm;
- Trempe de l'acétate dans un solvant (acétate de méthyle) pendant ≈ 2 sec. À cette étape, l'acétate ramollit et elle est prête à recevoir une empreinte;
- Pose, à l'aide d'une petite pince, de l'acétate sur la surface plane de l'éprouvette;
- Attente de 5 minutes, afin d'assurer le séchage complet de l'acétate;
- Enlèvement de l'acétate à l'aide d'une pince.

Les répliques sont ensuite fixées entre deux lames de verre afin de les observer au microscope optique à transmission (grossissement maximal de 1000X). Cependant, pour un meilleur contraste et un grossissement plus élevé, les répliques sont placées sous une cloche à vide où un dépôt d'or-palladium est effectué sur la surface imprimée. Ceci rend les répliques conductrices et ces dernières peuvent alors être observées au microscope électronique à balayage.

La technique de réplique, lorsqu'elle est bien utilisée, peut donner des résultats quasi identiques à des observations directes. En effet, cette technique permet d'observer des détails très fins et n'engendre pas d'artefacts importants si la procédure est bien suivie. La figure 2.5 montre deux photos d'une même région: l'une prise à partir d'une observation directe et l'autre, prise à partir d'une réplique. Il est possible de constater la grande ressemblance entre les deux images. Cependant, les répliques ne permettent pas d'obtenir un aussi grand contraste que l'observation directe, ce qui explique les petites différences.



Observation directe **Réplique**

Figure 2.5 Photos prises à partir d'une observation directe et d'une réplique, microstructure d'un acier, 100X.

2.3.3 Essais de traction sur éprouvettes préalablement fatiguées

Après la prise de répliques, les éprouvettes ayant subi un endommagement par fatigue sont soumises à des essais de traction afin de déterminer leurs propriétés mécaniques. Ces propriétés sont ensuite comparées à celles d'éprouvettes n'ayant subi aucun endommagement préalable par fatigue (voir propriétés mécaniques, tableaux 2.3 et 2.4). La procédure d'essai pour réaliser les essais de traction est identique à celle décrite à la section 2.1.3.

2.4 CONCLUSIONS

La partie expérimentale fut une étape particulièrement importante dans le cadre de ce projet. La durée des travaux expérimentaux s'est échelonnée de manière intensive sur une période d'un an, malgré le fait que la façon de procéder à chacune des étapes ait été optimisée au maximum. Ceci explique pourquoi les essais à fraction de vie n'ont été réalisés qu'à deux niveaux de déformation et que le nombre de répétition, pour chaque essais, a été limité à deux. Néanmoins, la méthode de travail adoptée a donné de bons résultats et elle est suffisamment reproductible pour compenser, du moins en partie, le nombre limité d'essais.

CHAPITRE III
PRÉSENTATION ET ANALYSE DES RÉSULTATS

Ce chapitre présente les résultats obtenus des essais de fatigue et de traction ainsi que les observations microstructurales effectuées à différentes fractions de vie. Dans un premier temps, le comportement en traction monotone (comportement statique) du matériau dans ses deux états métallurgiques est discuté. Ensuite, les courbes d'amplitude de déformation $\Delta\varepsilon/2$ en fonction du nombre de cycles à la rupture sont présentées. Comme la déformation plastique au cours d'un cycle n'est pas complètement réversible, des modifications de la microstructure se produisent durant la déformation cyclique, ce qui entraîne des changements dans la réponse contrainte-déformation. Les particularités associées à chacun des états métallurgiques seront donc analysées. Par la suite, les résultats des observations microstructurales effectuées à différentes fractions de vie seront présentés et analysés. Ceci a pour but de montrer qu'il y a eu endommagement par fatigue des éprouvettes et que ce dernier augmente de façon significative avec le nombre de cycles. Enfin, les résultats des essais à fraction de vie pour deux niveaux de déformation imposée (0,15% et 0,35%) et pour chacun des deux états métallurgiques seront discutés. L'analyse permettra de mettre en évidence l'effet du cumul de dommage sur les propriétés mécaniques statiques ainsi que les modifications microstructurales en surface de l'éprouvette associées à l'endommagement par fatigue.

3.1 COMPORTEMENT EN TRACTION MONOTONE

Les résultats des essais de traction effectués sur des éprouvettes écrouies et normalisées ont été présentés aux tableaux 2.3 et 2.4 de la section 2.1.3 (Caractérisation mécanique) du chapitre II. Dans la présente section, ces résultats sont discutés plus en détails.

Les figures 3.1 et 3.2 présentent respectivement les courbes de traction obtenues des éprouvettes normalisées et écrouies. Il est à noter que l'origine de l'abscisse n'est pas zéro afin de ne pas confondre la région élastique à l'axe des contraintes. Ces courbes de traction permettent de mettre en évidence l'effet de l'écrouissage. En effet, en comparant les deux courbes, des variations de σ_y, σ_u et de la déformation peuvent facilement être observées. De plus, le taux de consolidation et le palier de Lüder ont été fortement modifiés par l'écrouissage.

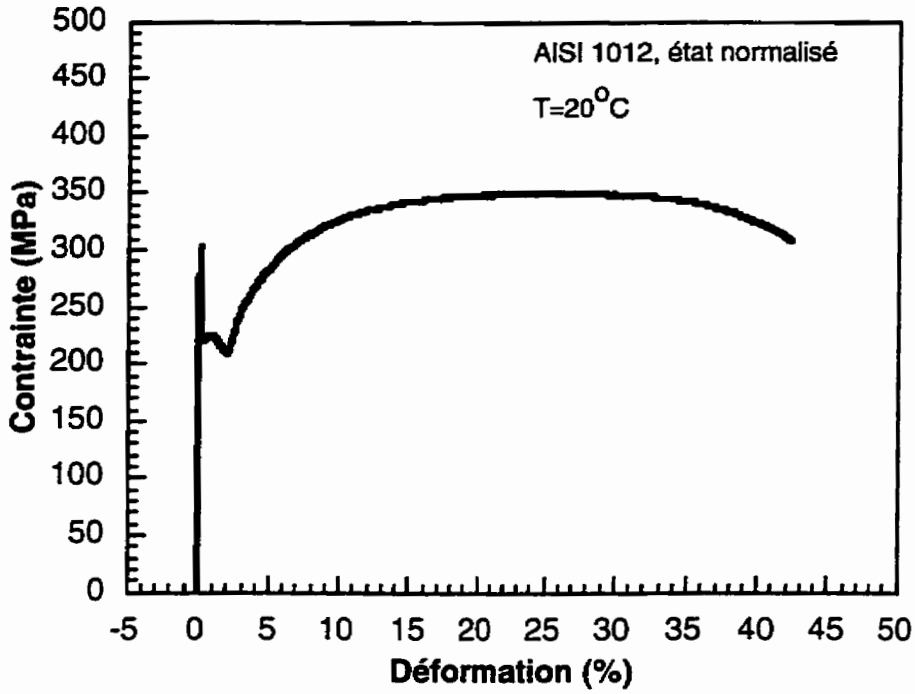


Figure 3.1 Courbe contrainte-déformation de l'acier AISI 1012, à l'état normalisé.

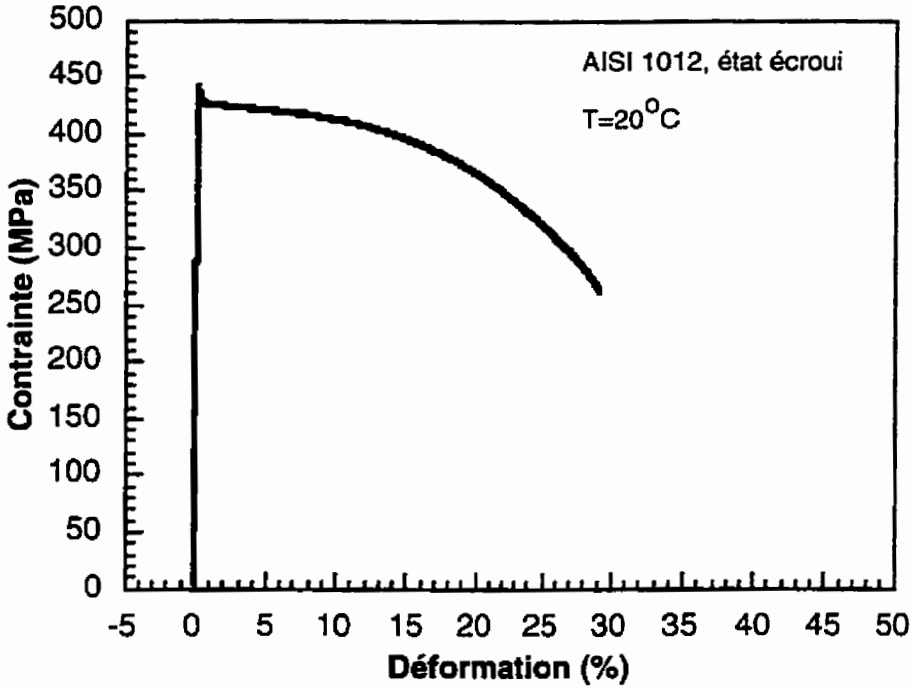


Figure 3.2 Courbe contrainte-déformation de l'acier AISI 1012, à l'état écroui.

Lorsque les résultats des essais de traction sont présentés en fonction des valeurs nominales de la contrainte et de la déformation, comme c'est le cas des figures 3.1 et 3.2, l'écrouissage peut sembler augmenter de façon très importante la résistance ultime du matériau; le rapport σ_u $^{écroui}/\sigma_u$ ^{normalisé} est d'environ 1,25. Cependant, ce n'est pas le cas puisqu'il s'agit du même acier. La figure 3.3 présente les mêmes courbes de traction que celles présentées aux figures 3.1 et 3.2, mais elles ont été reportées sur des échelles de contrainte et déformation vraies (courbes A et B). Toujours à la figure 3.3, la courbe de traction d'un échantillon ayant subi un essai de traction immédiatement après écrouissage est aussi présentée pour montrer l'effet du vieillissement après écrouissage (courbe C). Pour bien visualiser l'effet de l'écrouissage, les courbes des échantillons écrouis ont été décalées de 15,5% (déformation nominale) par rapport à celle de l'échantillon normalisé; cette valeur correspond à une déformation vraie de 14%.

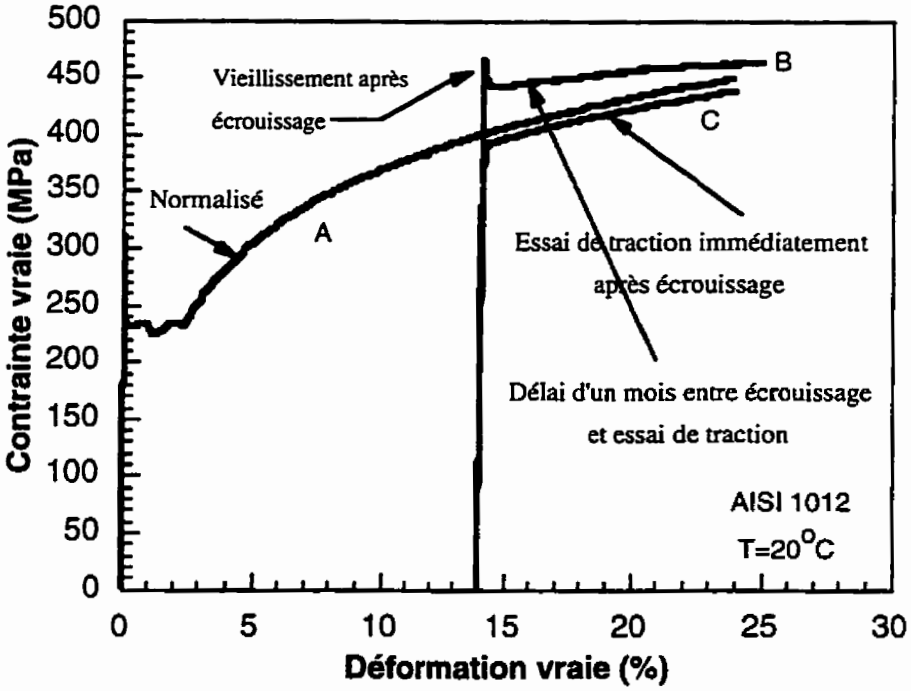


Figure 3.3 Courbes contrainte vraie-déformation vraie de l'acier AISI 1012, dans l'état normalisé et l'état écroui.

Les deux courbes de traction des figures 3.1 et 3.2, maintenant reportées sur un graphique contrainte vraie-déformation vraie (courbes A et B de la figure 3.3), indiquent que la résistance ultime σ_u est presque la même pour les deux états métallurgiques. Normalement, le comportement des éprouvettes écrouies devrait rejoindre celui des échantillons normalisées sur la courbe de traction illustrée à la figure 3.3. Ce n'est cependant pas tout à fait le cas. Ceci est causé par un vieillissement après écrouissage qui se produit entre le moment où les barres d'acier ont été écrouies et celui où les essais de traction sur les éprouvettes ont eu lieu. Dans le cas présent, il s'est écoulé au moins un mois entre l'écrouissage et les essais de traction. Selon Dieter (1986), le vieillissement après écrouissage est un comportement typique des matériaux présentant un pic de décrochage sur leur courbe de traction. Après l'écrouissage, si le temps d'attente est assez long, les atomes de carbone et d'azote ont le temps de diffuser et de repiéger les nouvelles dislocations produites par l'écrouissage, d'où l'augmentation de σ_u. Selon Dieter (1986), les aciers à faible teneur en carbone sont susceptibles au vieillissement par écrouissage et ce, même à température ambiante; dans ces conditions, cela nécessite plusieurs jours. À la figure 3.3, la courbe d'un échantillon ayant subi un essai de traction immédiatement après avoir été écroui (courbe C) montre que son comportement est très près de celui des échantillons normalisés et cette courbe ne présente aucun pic de décrochage. En effet, une façon de confirmer qu'il y eu vieillissement après écrouissage est la réapparition du pic de décrochage sur les courbes de traction des échantillons écrouis.

Les courbes de traction des figures 3.1 et 3.2 indiquent que l'écrouissage a pour effet de faire disparaître le palier de Lüder. English et al. (1967) affirment que le palier de Lüder est causé par l'envahissement progressif de la déformation plastique non-homogène. La déformation plastique se produit à l'intérieur des bandes de Lüder et non à

l'extérieur. Selon Michalak (1967), ces bandes se forment à environ 45° par rapport à l'axe de traction. Au fur et à mesure que la déformation augmente, la largeur de ces bandes augmente jusqu'à ce que la déformation plastique ait complètement envahi l'échantillon. En fait, les bandes de Lüder sont de petites régions localisées où la déformation plastique s'étend à travers les région élastiques du matériau à une valeur σ_y^L correspondant à la limite d'élasticité inférieure (Ananthan et Hall (1991)).

La disparition du palier de Lüder s'explique par le fait que la contrainte appliquée lors de l'écrouissage a uniformisé la déformation plastique à travers le matériau. Les courbes des figures 3.1 et 3.2 indiquent aussi que l'écrouissage a eu pour effet d'augmenter la limite d'élasticité à une valeur égale à la contrainte ultime (σ_y écroui = 435 MPa et σ_y normalisé = 223 MPa) et de diminuer considérablement l'allongement ($A_{tot.}$ écroui ≈ 30% et $A_{tot.}$ normalisé > 45%). Ceci est en accord avec le fait que l'écrouissage augmente le nombre de dislocations mais aussi leur enchevêtrement, rendant ainsi la déformation plastique plus difficile, d'où l'augmentation de σ_y. De plus, la ductilité mesurée est en fait une ductilité résiduelle, puisqu'une partie de la capacité de déformation totale du matériau a été utilisée lors de l'écrouissage.

Comparativement aux structures normalisés, les structures écrouies (tableaux 2.3 et 2.4 de la section 2.1.3) montrent une diminution générale de la ductilité; $A_{unif.}$ diminue de 16,6% et A_{25mm} diminue de 26%, en valeurs absolues. Quant à la réduction de section, l'effet de l'écrouissage est moins visible. Néanmoins, il y a une diminution de la valeur de R.S. de 7,7% lorsque l'acier est écroui.

Si les modifications microstructurales créées par l'écrouissage sont irréversibles, l'acier écroui devrait montrer une perte de ductilité totale lors de l'essai de traction au moins égale à la quantité de déformation requise pour effectuer l'écrouissage. Pour évaluer ceci, les valeurs en déformation vraie doivent alors être considérées; elles sont calculées à l'aide de la formulation suivante:

$$\varepsilon_{vraie} = \ln(e+1) \quad et \quad \varepsilon_{vraie}^{rupture} = 2\ln\frac{d_o}{d} \tag{3.1}$$

où e est la déformation nominale, égale à $\Delta L/L_O$, d_O est le diamètre initial de l'éprouvette et d, le diamètre final. Ainsi, une déformation e de 15,5% induite lors de l'écrouissage correspond à une déformation vraie, ε_{vraie}, de 14,4%. La déformation vraie à la rupture des échantillons normalisés, basée sur la réduction de section, est en moyenne de 136% tandis que celle des échantillons écrouis est de 117%. La perte de ductilité réelle est donc d'environ 19%, ce qui est supérieur de 4,6% à la déformation réelle imposée lors de l'écrouissage des barres d'acier (14,4%). Ceci pourrait être expliqué par le vieillissement après écrouissage qu'a subi l'acier; ce qui a entraîné une augmentation de la résistance en traction, mais a également pu causer une légère perte de ductilité.

3.2 COMPORTEMENT CYCLIQUE

Les courbes $\Delta\varepsilon/2$-N_f permettent de connaître la durée de vie moyenne d'éprouvettes soumises à un chargement cyclique sous une amplitude de déformation donnée. Ces résultats sont très importants pour la réalisation des essais de fatigue à fraction de vie; ils permettent également d'étudier les différents comportements en fatigue du matériau selon son état normalisé ou écroui.

3.2.1 État normalisé

La courbe $\Delta\varepsilon/2$-N_f obtenue pour l'acier 1012 à l'état normalisé est présentée à la figure 3.4. La dispersion entre les résultats, pour une amplitude de déformation donnée, est très faible. Une faible dispersion des résultats est généralement attribuée à un bon fini de surface et un bon contrôle des paramètres d'essai. La courbe générée à partir de paramètres théoriques est aussi présentée pour fin de comparaison. Ces valeurs théoriques ont été calculées grâce à une équation de type Manson-Coffin à partir de coefficients trouvés pour un acier AISI 1015 (J.H. Ong, 1993). La section 3.2.3 traite plus en détails de ce type d'équation.

Dans la gamme des déformations étudiées, les résultats expérimentaux et la courbe théorique coïcident. Les faciès de rupture ne sont pas présentés puisqu'ils dépendent de la position de la fissure par rapport aux couteaux de l'extensomètre et ne sont donc pas très révélateurs. En effet, si la fissure est à l'intérieur des couteaux, il y aura frottement important des deux surfaces de rupture de l'éprouvette. Par contre, si la fissure est à l'extérieur des couteaux de l'extensomètre, le faciès de rupture sera très déformé comme lors d'un essai de traction. La figure 3.5 présente l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles appliqués, pour chaque niveau de déformation imposée.

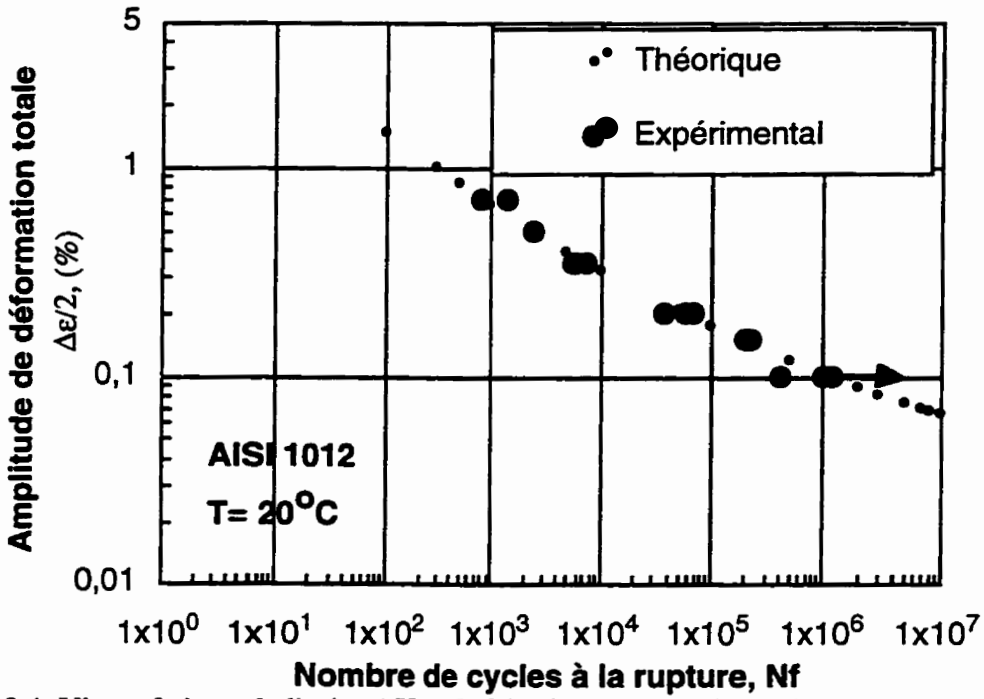


Figure 3.4 Vie en fatigue de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé; essai en déformation contrôlée et à la température ambiante.

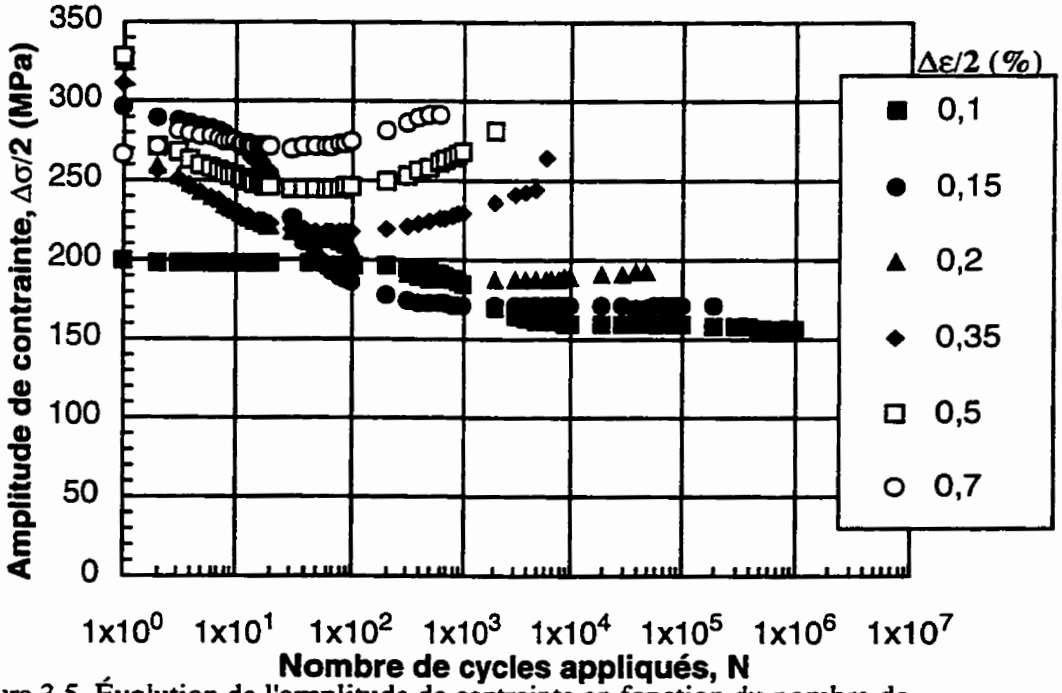


Figure 3.5 Évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état normalisé.

La figure 3.5 indique une variation dans le comportement cyclique du matériau en fonction du niveau de déformation imposée. Ce phénomène est observé aux figures 3.6 et 3.7 qui présentent l'évolution des contraintes maximale et minimale en fonction du nombre de cycles appliqués, pour deux amplitudes de déformation imposées soient 0,10% (faible amplitude) et 0,35% (amplitude relativement élevée). Les courbes pour les autres niveaux de déformation imposés sont présentées à l'annexe E, figures E1 à E4. Dans tous les cas, la contrainte moyenne est nulle pendant la majorité de l'essai.

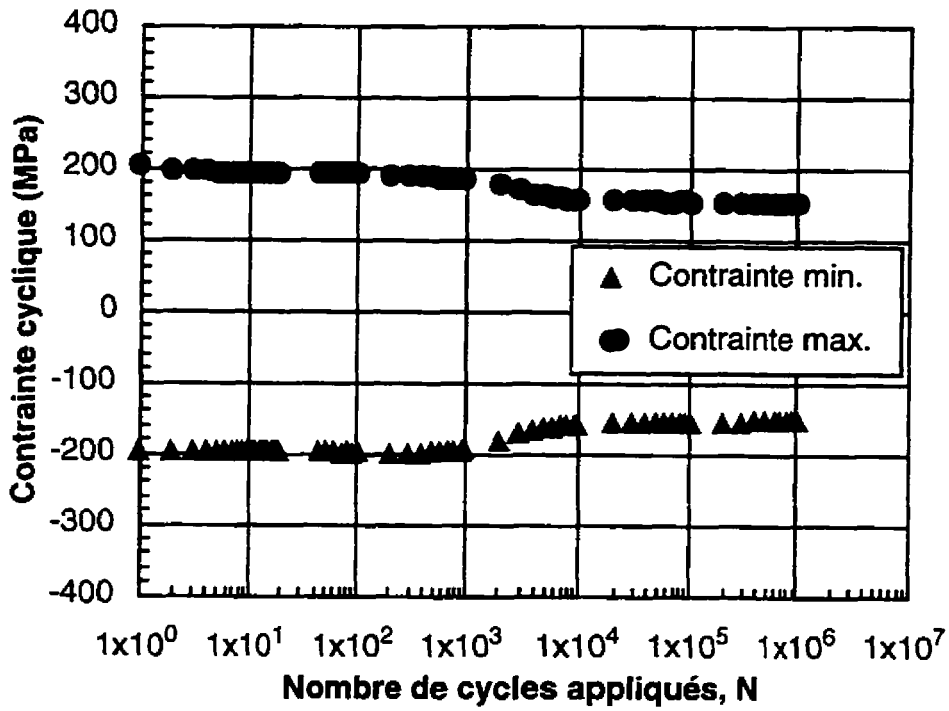


Figure 3.6 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état normalisé, sollicité à $\Delta\varepsilon/2$=0,10%.

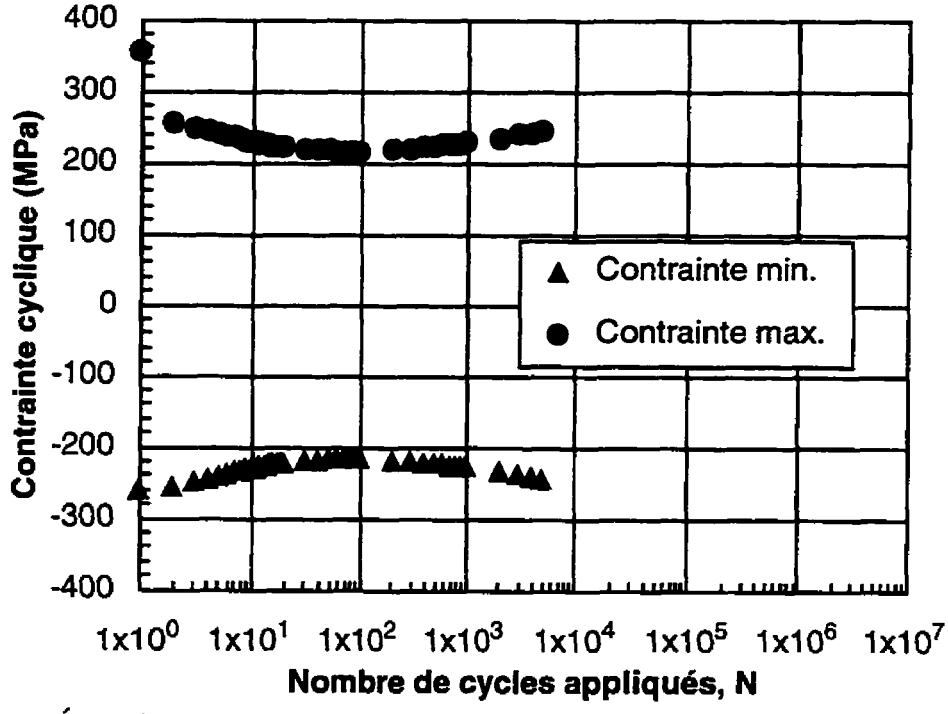


Figure 3.7 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état normalisé, sollicité à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%.

Ces deux figures indiquent qu'il y a d'abord adoucissement des contraintes en fonction du nombre de cycles appliqués. Plus la déformation imposée est grande, plus cet adoucissement se produit tôt dans la vie en fatigue et plus les contraintes se stabilisent rapidement. Normalement, tout matériau dans un état normalisé se consolide sous l'application d'un chargement cyclique. Cependant, le matériau étudié est un acier "à palier", c'est à dire présentant un palier de Lüder lors de l'essai de traction monotone.

Selon Dieter (1986), les aciers "à palier" sont d'abord le siège d'un phénomène d'adoucissement lorsque la contrainte appliquée est inférieure à la limite d'élasticité mais supérieure à la limite d'endurance. Gallet et Lieurade (1978) ont observé le même phénomène sur des aciers de construction présentant un palier de Lüder. Cependant,

contrairement à ce que mentionne Dieter, à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$, il y adoucissement cyclique même si les contraintes appliquées sont supérieures à la limite d'élasticité. Ceci peut être expliqué par le fait que Dieter (1986) a réalisé ses essais à contrainte imposée. Dans ce cas, le palier de Lüder peut être franchi en quelques cycles. Dans notre cas, les essais ont été faits à déformation imposée. Ainsi, lorsqu'on impose $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$ ou $\Delta\varepsilon/2=0,15\%$, le palier de Lüder n'est jamais réellement franchi. Tant que la déformation plastique non réversible, engendrée lors d'un cycle de chargement, n'a pas homogénéisé complètement la déformation plastique dans le matériau (analogie avec la traversée du palier de Lüder lors d'un essai de traction ou d'un essai de fatigue à contrainte imposée), il y adoucissement cyclique. D'ailleurs, Klesnil et Lukas (1967) expliquent le phénomène d'adoucissement cyclique par le développement hétérogène de zones de déformation plastique dans lesquelles les dislocations, étant libérées de leurs atmosphères de carbone et d'azote, se déplacent plus librement dans la matrice. Lorsque ces zones de déformation plastique ont envahi tout l'éprouvette, le durcissement habituel provoqué essentiellement par la multiplication de défauts devrait être observé. Selon Bathias et Baïlon (1980), ce stade de durcissement ne se produit que lorsque le chargement appliquée est suffisamment élevé. C'est ce qu'illustre la figure 3.5. En effet, lorsque la déformation imposée est faible, il n'y a pas de stade de durcissement mais plutôt une stabilisation des contraintes après adoucissement. Lorsque la déformation imposée augmente ($\Delta\varepsilon/2\geq0,35\%$), un stade de consolidation apparaît après une période de stabilisation des contraintes.

3.2.2 État écroui

La courbe $\Delta\varepsilon/2$-N_f obtenue pour l'acier 1012 à l'état écroui est présentée à la figure 3.8.

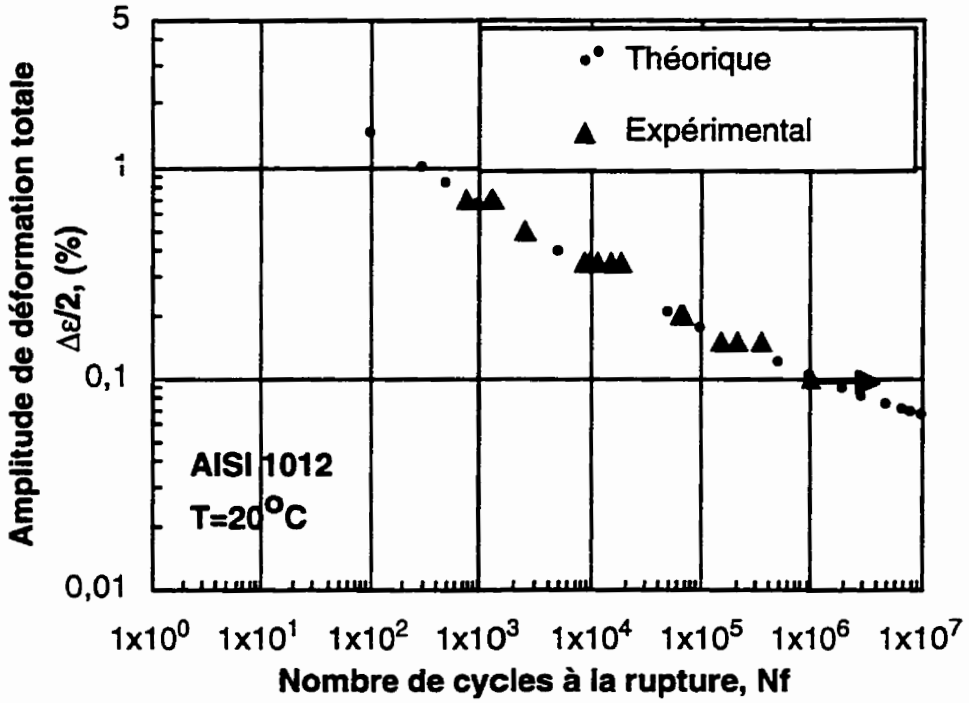


Figure 3.8 Vie en fatigue de l'acier AISI 1012 à l'état écroui; essai en déformation contrôlée et à la température ambiante.

La figure 3.9 présente la variation de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles appliqués pour chacun des niveaux de déformation imposés. Comme dans le cas des échantillons normalisés, le comportement cyclique varie en fonction de la déformation imposée, mais cet effet est plus visible sur la contrainte moyenne, tel que montré à la figure 3.10.

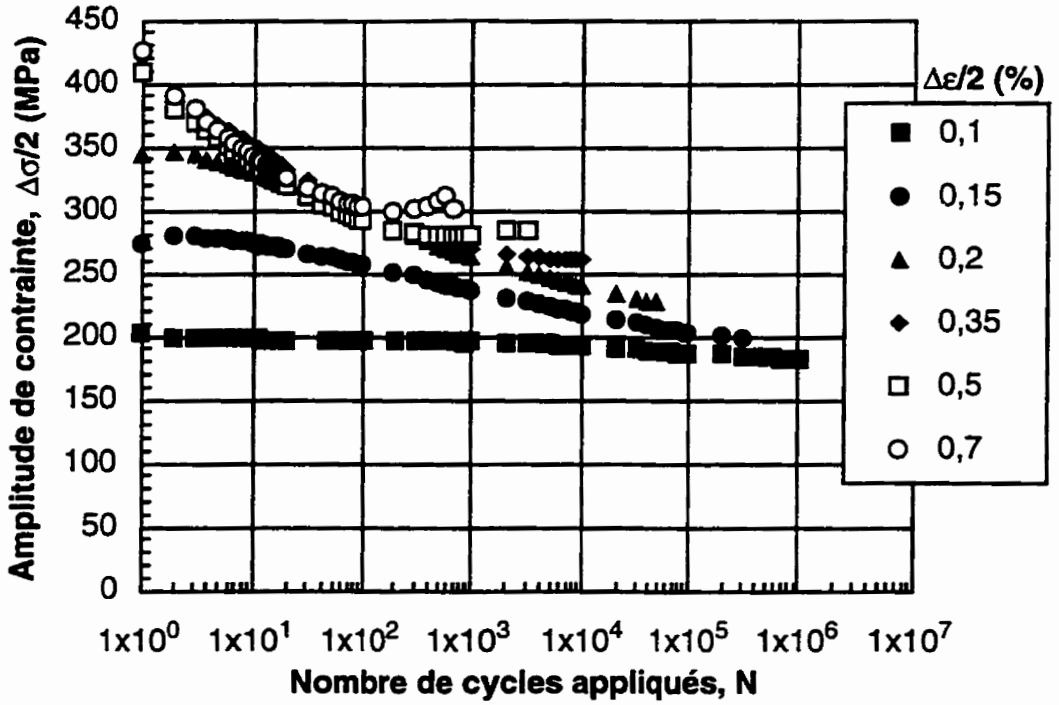


Figure 3.9 Évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui.

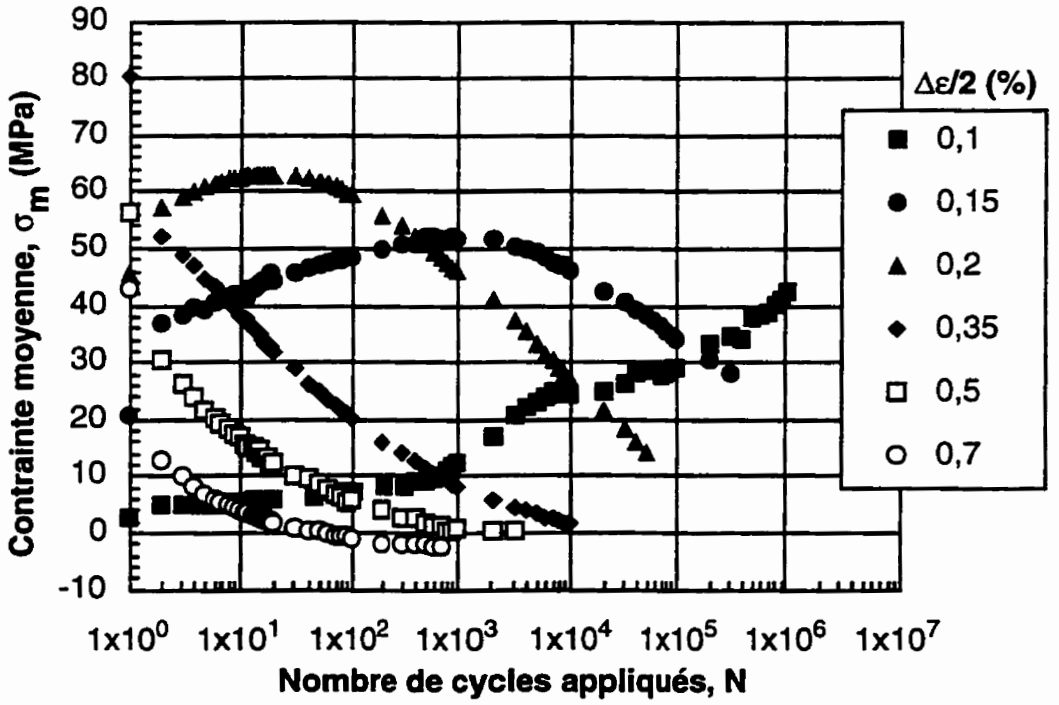


Figure 3.10 Évolution de la contrainte moyenne en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui.

Normalement, après une centaine de cycles, la contrainte moyenne devrait se situer autour de zéro. Cependant, dans le cas des échantillons écrouis, ce comportement est vrai seulement pour les amplitudes de déformation les plus élevées. Pour de faibles niveaux de déformation imposée, la contrainte moyenne augmente avec le nombre de cycles appliqués et elle atteint un maximum avant de redescendre vers des valeurs s'approchant de zéro. Pour les essais à $\Delta\varepsilon/2=0,1\%$, la contrainte moyenne ne semble pas avoir atteint son maximum. Il est probable que ce dernier se situe à un nombre de cycles plus élevé, mais l'essai a été arrêté à $1x10^6$ cycles. Pour mieux comprendre le comportement cyclique du matériau écroui, l'évolution des contraintes maximale et minimale en fonction du nombre de cycles appliqués sera examinée, pour deux amplitudes de déformation imposées (0,15% et 0,35%). Ces comportements, présentés aux figures 3.11 et 3.12, sont typiques bien que différents l'un de l'autre. Les courbes pour les autres niveaux de déformation imposés sont présentées à l'annexe E, figures E5 à E8.

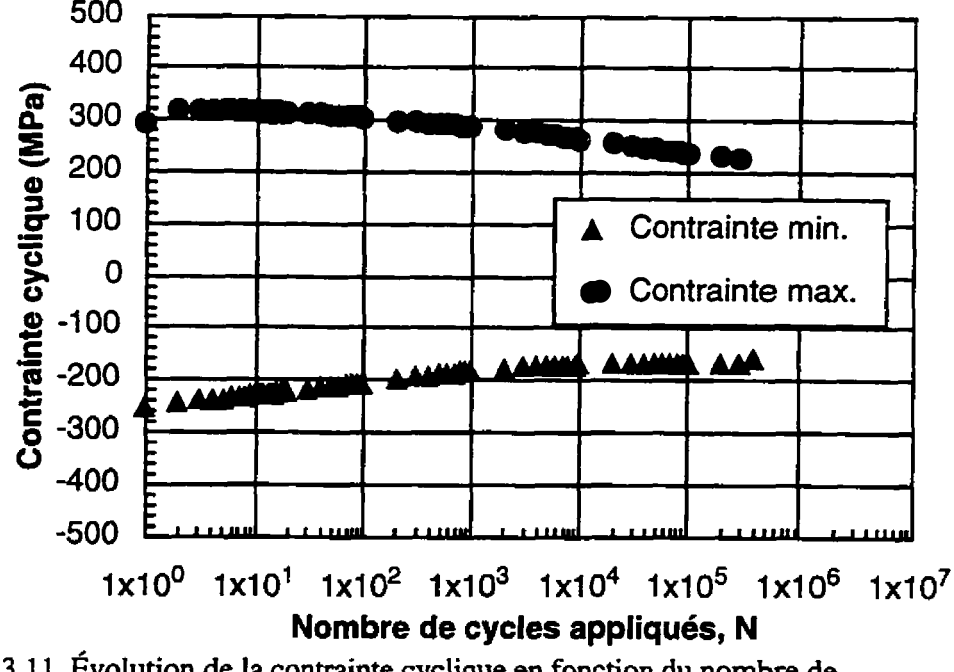


Figure 3.11 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,15\%$.

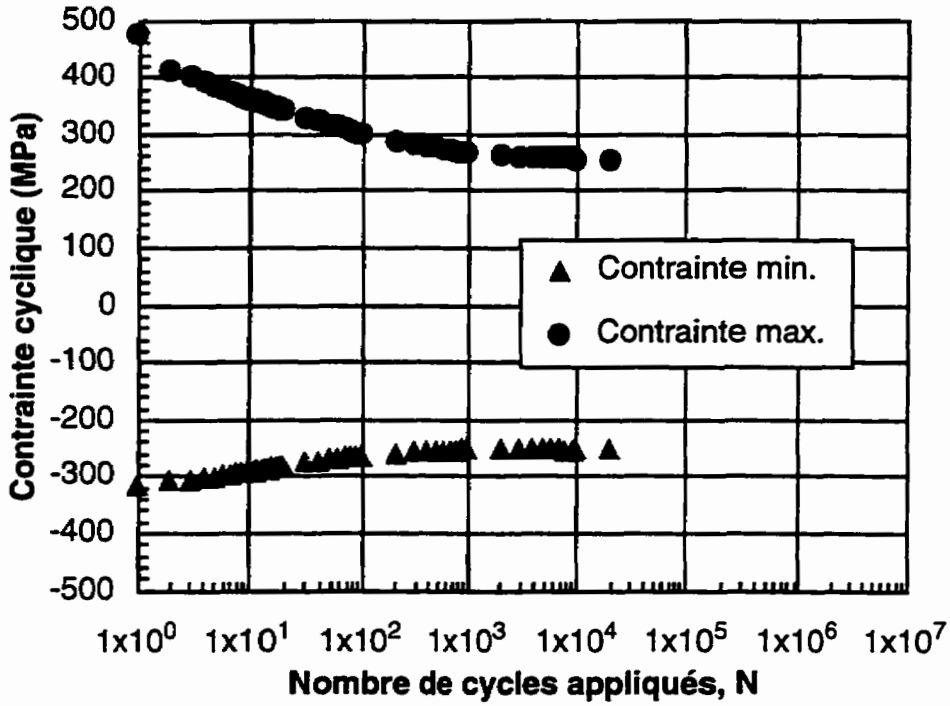


Figure 3.12 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$.

Les figures 3.11 et 3.12 indiquent qu'il y a adoucissement des contraintes en fonction du nombre de cycles appliqués. Ce comportement est typique des matériaux à structure écrouie. Selon Hertzberg (1983), le comportement en fatigue d'un matériau est relié à la nature et la stabilité de sa structure de dislocations. Par exemple, pour un matériau à l'état recuit, la densité de dislocations initiale est faible. Sous déformation cyclique, cette densité augmente rapidement entraînant ainsi un durcissement important jusqu'à ce que la structure de dislocations atteigne une configuration stable pour la déformation imposée durant l'essai. Hertzberg (1983) rapporte aussi que dans un matériau à l'état écroui, la densité de dislocations est élevée, mais la structure est instable. La déformation cyclique subséquente entraîne alors un réarrangement des dislocations en une nouvelle configuration qui offre moins de résistance à la déformation et un adoucissement

peut alors se produire. Cependant, une structure initialement écrouie peut se durcir davantage sous chargement cyclique. En effet, selon Feltner et Laird (1967), lorsque la déformation plastique imposée lors de l'essai de fatigue est égale ou supérieure à la déformation plastique engendrée par l'écrouissage initial du matériau, il y a durcissement cyclique plutôt que restauration des propriétés mécaniques.

Les figures 3.11 et 3.12 indiquent également que pour de faibles amplitudes de déformation imposées, il y a une dissymétrie des contraintes. En effet, la figure 3.11 indique que lorsque le nombre de cycles augmente, la contrainte minimale (contrainte en compression) devient moins compressive tandis que la contrainte maximale (contrainte en tension) augmente légèrement puis se stabilise très tôt dans la vie en fatigue avant de commencer à s'adoucir. Ce phénomène s'atténue lorsque la déformation imposée augmente (voir figure 3.12 et figures E5 à E8 de l'annexe E). L'évolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles est présentée à la figure 3.13, pour une amplitude de déformation imposée de 0,15%; ces valeurs ont été obtenues à partir de l'équation 2.1 présentée au chapitre II. Les courbes indiquent que la déformation plastique est plus grande en compression (déformation min) qu'en tension (déformation max), ce qui est en accord avec le comportement observé pour les contraintes. De plus, pour les 1000 premiers cycles, la déformation plastique maximale est légèrement négative due à l'état écroui du matériau. En effet, lors du premier chargement cyclique en tension, la déformation plastique est nulle, due au fait que l'éprouvette est déjà fortement écrouie dans cette direction. Par contre, lors du chargement subséquent en compression, il y a déformation plastique dans cette direction, ce qui déplace la boucle d'hystérésis vers les déformations négatives. Au fur et à mesure que le nombre de cycles augmente, la

déformation plastique cumulée augmente elle aussi et finit par contrer l'effet de l'écrouissage, ce qui ramène la déformation plastique maximale vers des valeurs positives.

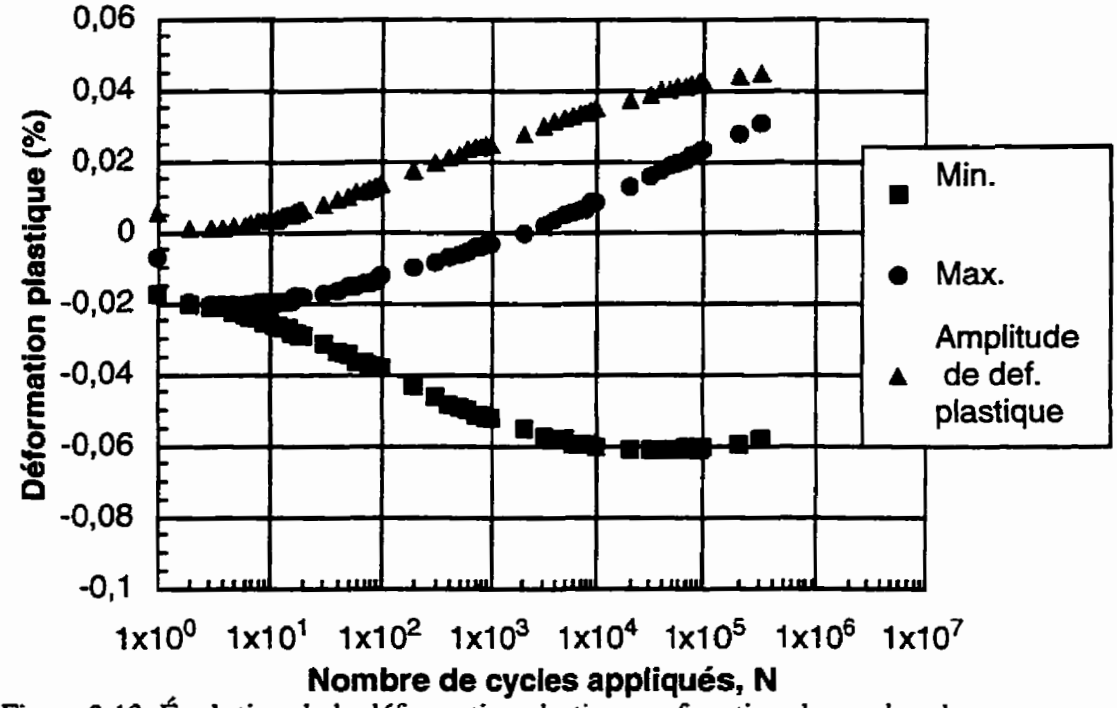


Figure 3.13 Évolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%.

Winter (1975) a observé un comportement similaire (dissymétrie des contraintes et de la déformation) dans le cuivre pur écroui. Cependant, cet effet disparaissait au bout d'une centaine de cycles. Dans notre cas, selon l'amplitude de déformation imposée, cet effet peut être plus lent à disparaître et, dans certains cas ($\Delta\varepsilon/2$=0,1; 0,15 et 0,2%), ne disparaît jamais complètement. Ceci peut être expliqué en partie par le fait que le cuivre possède une structure cubique à faces centrées (C.F.C.) et donc que le nombre de plans de glissement activés (12 systèmes de glissement possible) lors de la déformation est supérieur à celui de l'acier, qui possède une structure cubique centrée (C.C.) (8 systèmes de glissement possible). Ceci permet au cuivre de restaurer ses propriétés mécaniques

beaucoup plus facilement et d'atteindre plus rapidement la microstructure d'équilibre. De plus, Mughrabi (1985) rapporte que les C.C. sont très sensibles à la température et à la vitesse de déformation. Ainsi, à basse température et/ou à vitesse de déformation élevée, il existe une dissymétrie entre les comportements en tension et en compression due au mouvement très limité des dislocations vis (comportement "basse température"), c'est-à-dire que les plans de glissement activés ne sont pas les mêmes selon la direction du chargement. Selon Mughrabi (1985), pour la vitesse de déformation des présents essais ($4x10^{-3}$ s^{-1}), le comportement du fer α présente une dissymétrie en tension et en compression, mais son comportement tend à s'approcher de celui d'un matériau C.F.C., c'est-à-dire qu'il a la possibilité d'effectuer du glissement dévié. La preuve de ce glissement dévié est la présence de bandes de glissement (voir section 3.3); ces bandes ne sont pas présentes lorsque le matériau possède un comportement strictement "basse température".

Pour des amplitudes de déformation imposées supérieures ou égales à 0,35%, cet effet de dissymétrie des contraintes et de la déformation plastique s'estompe en quelques centaines de cycles et moins. Il est probable que l'application d'une déformation élevée force de façon appréciable le mouvement des dislocations (et donc la déformation plastique) dans une direction puis dans l'autre, ce qui accélère le retour vers une structure d'équilibre. D'ailleurs, c'est seulement pour des amplitudes de déformation égales ou supérieures à 0,35% qu'une stabilisation vraiment complète des contraintes en tension et en compression est observée. En deçà de ces valeurs, la contrainte en tension ne semble jamais vraiment stabilisée, indiquant ainsi que la microstructure d'équilibre n'a pas été atteinte.

Une autre façon de visualiser l'évolution des contraintes maximale et minimale en fonction du niveau de déformation imposé est de tracer les boucles d'hystérésis stabilisées (c'est-à-dire à mi-vie) en fonction du nombre de cycles. Lorsque les boucles d'hystérésis ne se sont pas stabilisées durant la vie en fatigue, comme c'est le cas des éprouvettes écrouies testées à faible amplitude de déformation imposée ($\Delta\varepsilon/2$=0,1; 0,15 et 0,2%), les boucles utilisées pour tracer la figure 3.14 furent quand même celles prises à mi-vie. Un exemple est montré à la figure 3.14.

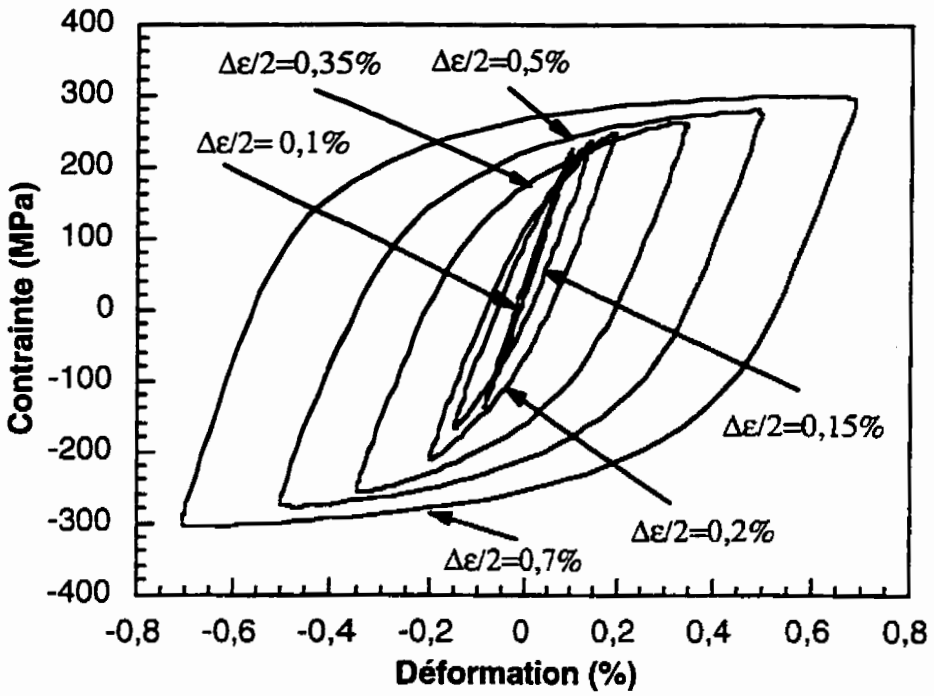


Figure 3.14 Évolution des boucles d'hystérésis stabilisées pour l'acier AISI 1012, à l'état écroui.

La figure 3.14 montre le changement dans le comportement en contrainte-déformation en fonction de l'écart de déformation imposée. Selon Jhansale et al. (1973), ce genre de comportement est appelé "Non-Masing Behavior" et il caractérise les

matériaux qui présentent une différence entre la limite d'écoulement en tension et en compression en régime stabilisé. Selon Christ et al. (1992), ce comportement serait observé dans les matériaux dont l'arrangement des dislocations dépend fortement de la contrainte (ou de la déformation) imposée durant l'essai. Il a été démontré à plusieurs reprises (Abdel-Raouf et al. (1977), Christ et al. (1992) et Jhansale et al. (1973)) que les aciers doux suivaient un comportement "Non-Masing", c'est-à-dire qu'ils ne possèdent pas une loi de comportement unique pour décrire la relation entre la contrainte et la déformation cyclique; cette relation varie avec l'amplitude de déformation imposée tel que l'illustre les boucles d'hystérésis de la figure 3.14.

3.2.3 État écroui vs état normalisé

Dans cette section, les comportements sous chargement cyclique de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé et à l'état écroui sont examinés l'un par rapport à l'autre.

Les résultats des essais de fatigue présentés aux sections 3.2.1 et 3.2.2 ont démontré que le comportement du matériau variait en fonction de son état métallurgique. Selon Gallet et Lieurade (1978), lorsque le rapport σ_u/σ_y est inférieur à 1,2, il y a adoucissement des contraintes sous chargement cyclique tandis que si ce rapport est supérieur à 1,4, il y a consolidation. Dans le cas où ce rapport est compris entre 1,2 et 1,4, l'un ou l'autre de ces comportements peut être observé. Dans le cas présent, pour l'état normalisé, le rapport σ_u/σ_y est égal à 1,57 et pour l'état écroui, il est égal à l'unité. La règle énoncée précédemment est donc valable pour l'état écroui puisqu'il y a adoucissement cyclique mais elle ne s'applique pas à l'état normalisé puisque dans ce cas, le matériau subit un adoucissement avec le nombre de cycles, plutôt qu'une consolidation.

Il est à noter que cette règle ne tient pas compte des effets dûs au palier de Lüder, ce qui explique qu'elle n'est pas appropriée pour prédire le comportement en fatigue de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé.

La figure 3.15 présente les courbes de l'amplitude de la déformation totale et de l'amplitude de la déformation plastique stabilisée en fonction du nombre de cycles à la rupture.

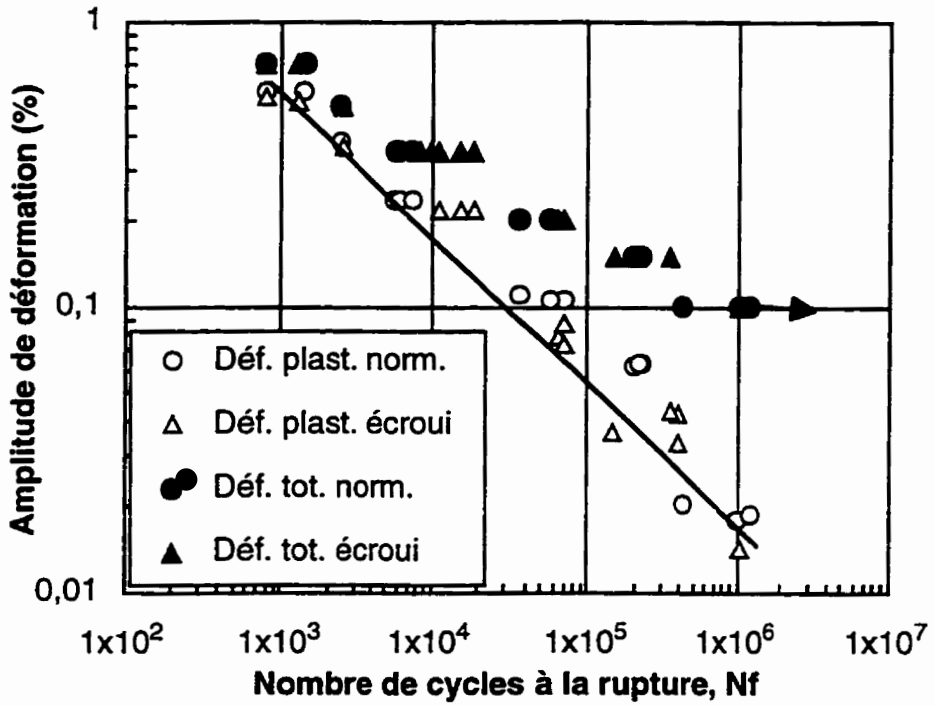


Figure 3.15 Amplitude de déformation totale et plastique stabilisée en fonction du nombre de cycles à la rupture pour l'acier AISI 1012.

La figure 3.15 semble indiquer que la déformation plastique est le paramètre contrôlant le cumul de dommage en fatigue. En effet, les courbes montrent que pour une amplitude de déformation totale donnée, la vie en fatigue des éprouvettes écrouies est, en

général, légèrement supérieure à celle des éprouvettes normalisées. Par contre, les courbes d'amplitude de déformation plastique stabilisée se superposent, pour les états écroui et normalisé, c'est-à-dire que pour une amplitude de déformation plastique donnée, la vie en fatigue est la même pour les deux états métallurgiques. Cette constatation est en accord avec de nombreux travaux effectués sur le comportement en fatigue des matériaux, dont ceux de Mughrabi (1985) et de Lefebvre et Ellyin (1984). Néanmoins, pour une même déformation totale imposée, la déformation plastique stabilisée est en général supérieure pour l'état normalisé, comparativement à l'état écroui. Ceci est relié au fait que le matériau à l'état écroui possède une limite d'élasticité supérieure par rapport à celle de l'état normalisé.

À l'état écroui, il existe déjà, avant même l'essai de fatigue, une déformation plastique cumulée alors qu'à l'état normalisé, il n'y en a aucune. Puisque la vie en fatigue semble être contrôlée par la déformation plastique accumulée, l'état écroui devrait conduire, pour une déformation totale imposée, à une vie plus courte que celle à l'état normalisé. Or, ce n'est pas ce qui est observé. Ceci laisse croire qu'une bonne partie de la déformation plastique engendrée par l'écrouissage est réversible, c'est-à-dire qu'elle "s'estompe" en cours de cyclage.

La figure 3.16 présente, pour les deux états métallurgiques, les courbes d'amplitude de contrainte stabilisée (contraintes à mi-vie) en fonction du nombre de cycles à la rupture. Lorsque les contraintes ne se sont pas stabilisées durant la vie en fatigue, comme dans le cas des éprouvettes écrouies testées à faible amplitude de déformation imposée ($\Delta\varepsilon/2$=0,1; 0,15 et 0,2%), les contraintes utilisées pour tracer les courbes de la figure 3.16 furent quand même celles prises à mi-vie.

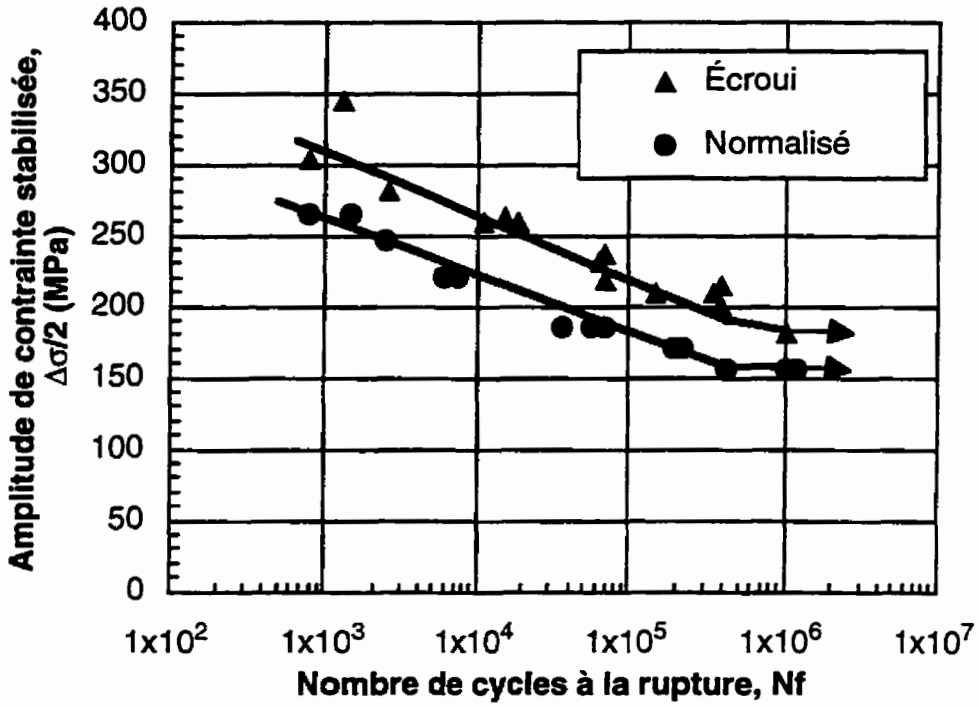


Figure 3.16 Amplitude de contrainte stabilisée en fonction du nombre de cycles à la rupture pour l'acier AISI 1012.

La figure 3.16 indique que pour un nombre de cycles à la rupture spécifique, l'amplitude de la contrainte stabilisée de l'état écroui est supérieure à celle de l'état normalisé. Selon Dickson (1992), pour les métaux à glissement ondulatoire comme le fer α, la contrainte stabilisée est indépendante de l'histoire de déformation préalable. Cependant, cette théorie n'est plus valide si la déformation imposée lors de l'écrouissage est élevée. De plus, comme il a été mentionné précédemment, à température ambiante et pour la vitesse de déformation imposée durant les présents essais, le comportement du fer α présente une dissymétrie en tension et en compression, mais son comportement tend à se rapprocher de celui d'un matériau C.F.C. Comme les plans activés en tension et en compression ne sont pas les mêmes, le cyclage alterné ne permet pas de "défaire"

complètement la microstructure antérieure. Il s'agit donc d'un matériau à "mémoire" puisque la contrainte stabilisée est fonction de l'histoire de déformation.

La figure 3.17 illustre la courbe de la contrainte cyclique stabilisée en fonction de la déformation plastique stabilisée pour les deux états métallurgiques de l'acier.

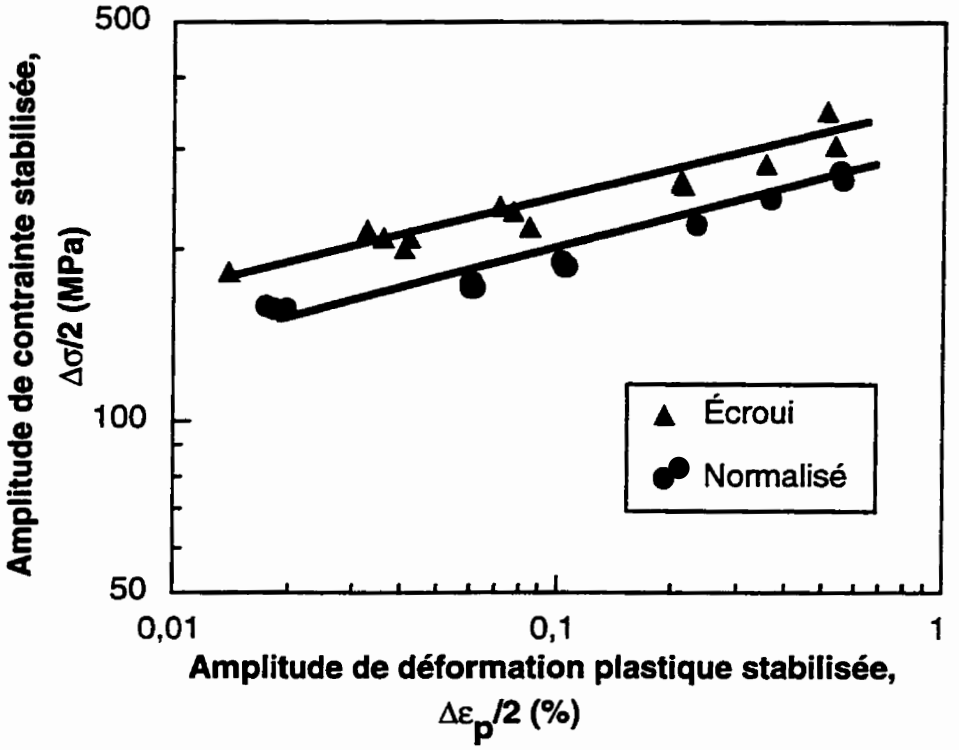


Figure 3.17 Amplitude de contrainte stabilisée en fonction de l'amplitude de déformation plastique stabilisée pour l'acier AISI 1012.

À partir de ces courbes, il est possible de trouver les pentes qui représentent le coefficient d'écrouissage cyclique n'. L'équation décrivant ces courbes a la forme suivante:

$$\Delta\sigma / 2 = k' (\Delta\varepsilon_p / 2)^{n'} \tag{3.2}$$

où:

$\Delta\sigma/2$: amplitude de contrainte stabilisée;

k' : coefficient d'endurance cyclique;

$\Delta\varepsilon_p/2$: amplitude de déformation plastique stabilisée.

La valeur de n' varie généralement entre 0,1 et 0,2 pour les métaux (Dieter, 1986). Pour les deux états étudiés, cette valeur de n' est la même et elle se situe autour de 0,15. Il s'agit ici d'une valeur moyenne. Selon l'ASM (voir article de J.H. Ong, 1993), la valeur de n' pour un acier AISI 1015 à l'état normalisé est de 0,24. Cependant, selon Dieter (1986), il n'est pas inhabituel de trouver des valeurs de pentes différentes dans les régions de courtes et longues vies. Ceci est dû au fait que le comportement en déformation cyclique du matériau peut varier considérablement en fonction de l'amplitude de déformation appliquée. Ce phénomène a été observé lors des essais de fatigue sur les éprouvettes écrouies (voir section 3.2.2).

Aux figures 3.18 et 3.19, l'amplitude de la déformation est représentée en fonction du nombre de cycles sur une échelle log-log, (courbes de type Manson-Coffin) afin d'évaluer les paramètres de fatigue pour les deux états étudiés. Cet exercice a été réalisé dans le but de faire une caractérisation complète du comportement en fatigue de l'acier AISI 1012. Les valeurs obtenues pourront ultérieurement servir à tracer la relation $\Delta\varepsilon_p$ en fonction du nombre de cycles, en n'utilisant qu'un très petit nombre d'essais. Les résultats sont présentés aux figures 3.18 et 3.19.

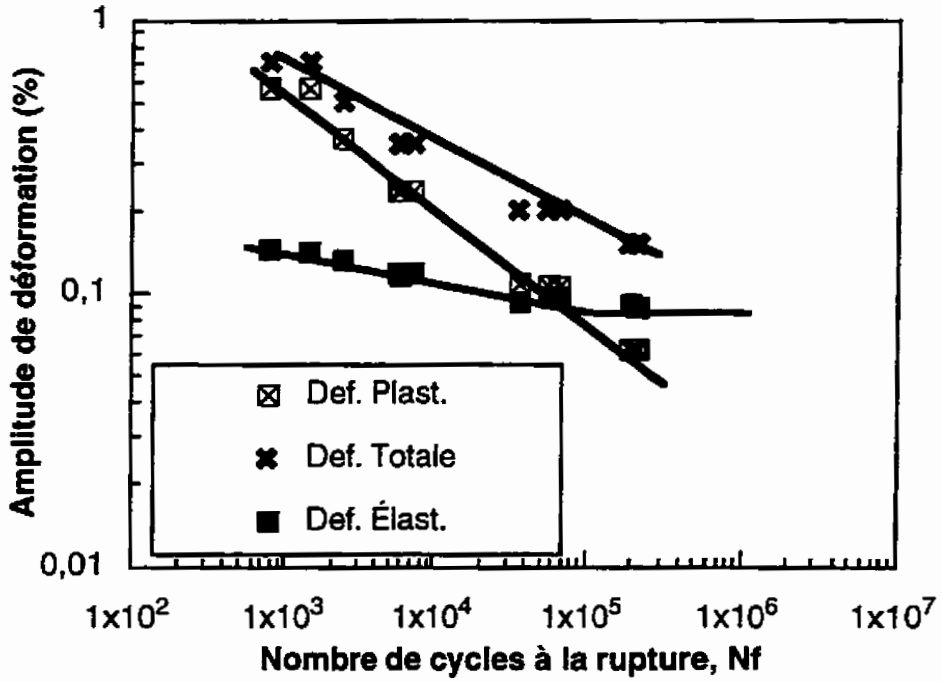


Figure 3.18 Amplitudes de déformation totale, élastique et plastique, en fonction du nombre de cycles à la rupture pour l'acier AISI 1012 à l'état normalisé.

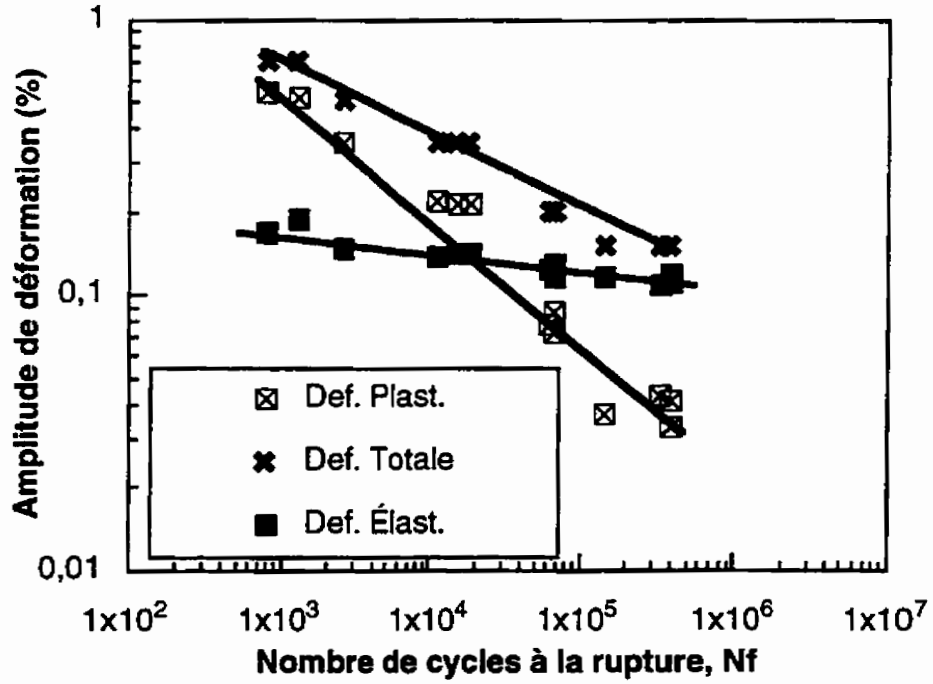


Figure 3.19 Amplitudes de déformation totale, élastique et plastique, en fonction du nombre de cycles à la rupture pour l'acier AISI 1012 à l'état écroui.

L'équation décrivant le comportement du matériau en fatigue est la suivante:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{2}(2N_f)^b + \varepsilon_f'(2N_f)^c \tag{3.3}$$

où:

b : exposant de résistance en fatigue;

σ_f' : coefficient de résistance en fatigue;

c : exposant de ductilité en fatigue;

ε_f' : coefficient de ductilité en fatigue;

$\Delta\varepsilon/2$: amplitude de déformation;

N_f : nombre de cycles à la rupture.

Les valeurs mesurées pour les échantillons d'acier AISI 1012 à l'état normalisé et écroui sont présentées au tableau 3.1. De plus, les valeurs rapportées par l'ASM (voir article de J.H. Ong, 1993) pour l'acier AISI 1015 à l'état normalisé sont aussi présentées au tableau 3.1 pour fin de comparaison.

Tableau 3.1 Paramètres de résistance en fatigue.

	b	*σf' (MPa)*	*c*	*εf'*
Normalisé	-0,09	516	-0,40	0,93
Écroui	-0,07	549	-0,47	1,17
AISI 1015	-0,11	825	-0,64	0,95

Les valeurs de b et ε_f' sont très semblables à celles de l'ASM, mais les valeurs de c et σ_f' en sont plus éloignées. Ces écarts proviennent probablement du fait que les paramètres donnés par l'ASM sont basés sur un nombre considérable d'essais de fatigue tandis que nos résultats s'appuient sur seulement trois essais par niveau de déformation.

3.2.4 Conclusions

Cette première partie du travail sur l'acier AISI 1012 a permis de déterminer les vies moyennes en fatigue en fonction de la déformation imposée et ce, pour le matériau dans ses deux états métallurgiques. Ces résultats seront très utiles à la réalisation des essais à fraction de vie.

Les essais réalisés ont aussi permis d'analyser et de caractériser les comportements en fatigue du matériau. Cette étape est essentielle à l'étude de l'effet du cumul de dommage en fatigue sur les propriétés mécaniques. Tous les essais réalisés ont montré qu'il y avait changement dans le comportement du matériau en fonction du nombre de cycles, mais aussi en fonction de la déformation imposée pendant l'essai de fatigue. Ceci laisse croire qu'il y a cumul de dommage puisqu'il y a changement dans le comportement. Il reste néanmoins à déterminer si ces changements seront perceptibles sur des répliques et sur des courbes de traction. C'est ce qui sera vérifié dans les deux sections qui suivent.

3.3 OBSERVATIONS MICROSTRUCTURALES DU CUMUL DE DOMMAGE

À l'aide de répliques effectuées en surface de toutes les éprouvettes avant et après les essais de fatigue à fraction de vie, l'évolution microstructurale de l'acier a été observée en fonction de l'endommagement accumulé durant la vie en fatigue. Les répliques ont été effectuées à toutes les fractions de vie choisies pour ce travail i.e. 2, 5,10, 20, 24, 27, 50, 60, 67 et 80%. Ces observations ne permettent pas de mener une étude exhaustive de l'endommagement microstructural mais serviront plutôt à témoigner de l'endommagement par fatigue.

L'apparence des signes d'endommagement (bandes de glissement, intrusion-extrusion, etc.) semble être la même pour les deux états métallurgiques; cependant, de légères différences existent. Les observations effectuées pour les deux états, à différentes fractions de la vie en fatigue, seront donc discutées simultanément.

La figure 3.20 illustre schématiquement trois types de fissures, d'après une étude de Bataille et Magnin (1994). Les fissures de type I, c'est-à-dire celles ayant une longueur inférieure à la taille de grain (environ 50 µm et moins) et qui restent confinées dans les bandes de glissement, sont celles qui sont les plus nombreuses; elles commencent à apparaître après qu'environ 10% de la vie en fatigue soit consommée. Leur nombre croît jusqu'à environ 60% de la vie, puis diminue, puisque les microfissures grossissent pour former des fissures de type II qui ont une taille comprise entre une et trois fois la grosseur d'un grain. Selon Bataille et Magnin (1994), l'obstacle majeur à l'avancement d'une microfissure de type I serait les joints de grain. Cependant, une fois que cette dernière a

franchi trois grains, les joints ne deviennent plus un obstacle et le mode de propagation passe du cisaillement à un mode d'ouverture, i.e. que la fissure se propage perpendiculairement à la contrainte appliquée. Selon les auteurs, le nombre de microfissures de type I peut atteindre 75 microfissures/mm^2 tandis que pour les fissures de type II, ce nombre pourrait atteindre 25 microfissures/mm^2. Ces valeurs sont fonction du niveau de déformation imposé et du matériau et elles ne sont données ici qu'à titre d'exemple. Ce sont des valeurs obtenues sur de l'acier inoxydable 316L pour une déformation imposée de 0,4%.

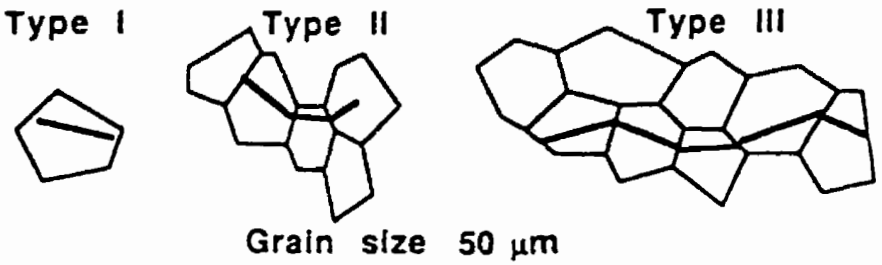


Figure 3.20 Schéma des fissures de type I, II, III, définies en relation avec la taille de grains (Bataille et Magnin, 1994).

Les fissures de type III, c'est-à-dire ayant une taille comprise entre 3 et 10 fois la taille d'un grain (entre 150 et 500 µm environ), apparaissent entre 60 et 80% de la vie en fatigue, dépendant du niveau de déformation imposé (Bataille et Magnin, 1994). Leur nombre augmente lentement avec le cumul de dommage, mais il ne dépasserait pas 10 fissures/mm^2. Les fissures de type IV (longueur supérieure à dix fois la taille de grain, i.e. 500 µm et plus) apparaissent à partir de 90% de la vie en fatigue et leur nombre est

très limité (entre une et trois). Ce sont les fissures de type IV qui vont se propager vers le centre de la pièce et causer sa rupture finale.

3.3.1 État de la microstructure après 2 à 10% de vie en fatigue consommée

Pour des fractions de vie variant entre 2 et 10%, les répliques effectuées sont celles prises sur des éprouvettes écrouies seulement, puisqu'il s'agit de celles ayant servi aux essais à faible fraction de vie. Les figures 3.21 à 3.23 montrent les microstructures observées. À 2% de vie en fatigue, des bandes de glissement sont déjà observées dans plusieurs grains. Entre 2 et 10% de vie, la densité des bandes de glissement a augmenté ainsi que le nombre de grains contenant ces bandes. Cette dernière constatation est basée sur plusieurs champs d'observation d'une même réplique et peut être moins évidente sur les figures 3.21 à 3.23 qui ne représentent qu'une seule région.

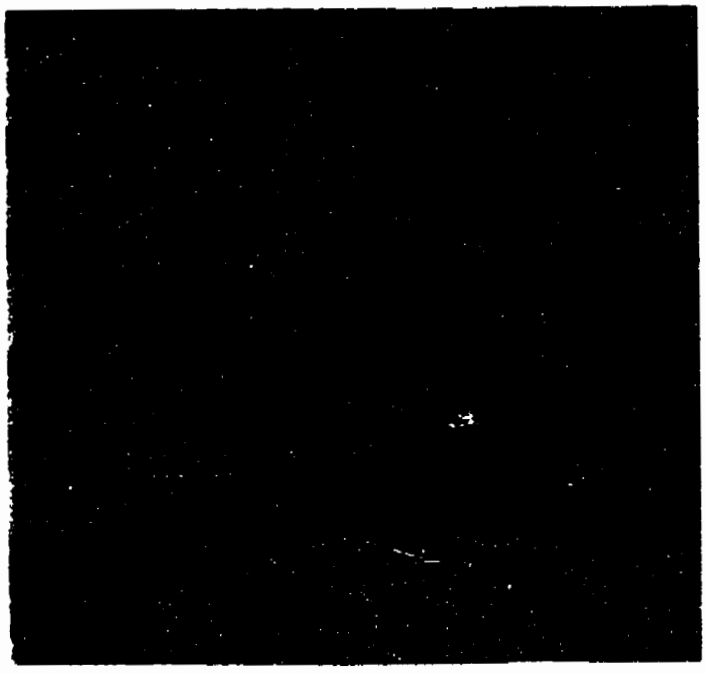


Figure 3.21 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 2% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X.

Figure 3.22 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 5% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X.

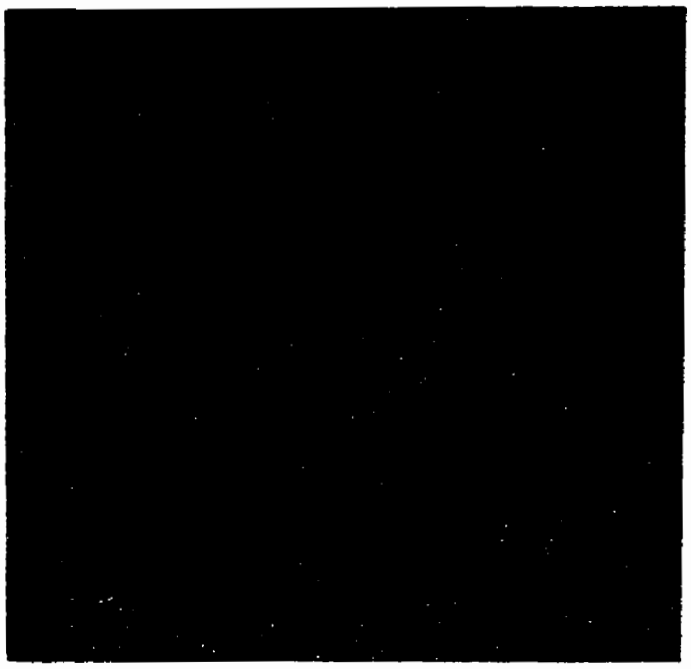


Figure 3.23 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 10% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X.

Grâce à des observations au microscope électronique à balayage (MEB), les bandes de glissement ont été observées à fort grossissement; ces observations ont permis de constater que le phénomène d'intrusions-extrusions était présent sur un grand nombre de bandes de glissement. Comme il a été mentionné dans la revue de la littérature, ce phénomène est causé par l'oxydation des surfaces fraîches des plans de glissement qui dépassent la surface et empêche le mouvement de va-et-vient d'être réversible. Ce phénomène ne se produit que dans le cas de matériaux pouvant effectuer du glissement dévié, c'est-à-dire possédant une énergie de faute d'empilement élevée, comme c'est le cas pour l'acier AISI 1012 (De Ferri, 1979). Les figures 3.24 et 3.25 montrent l'aspect des intrusions-extrusions retrouvées sur des bandes de glissement à 10% de vie.

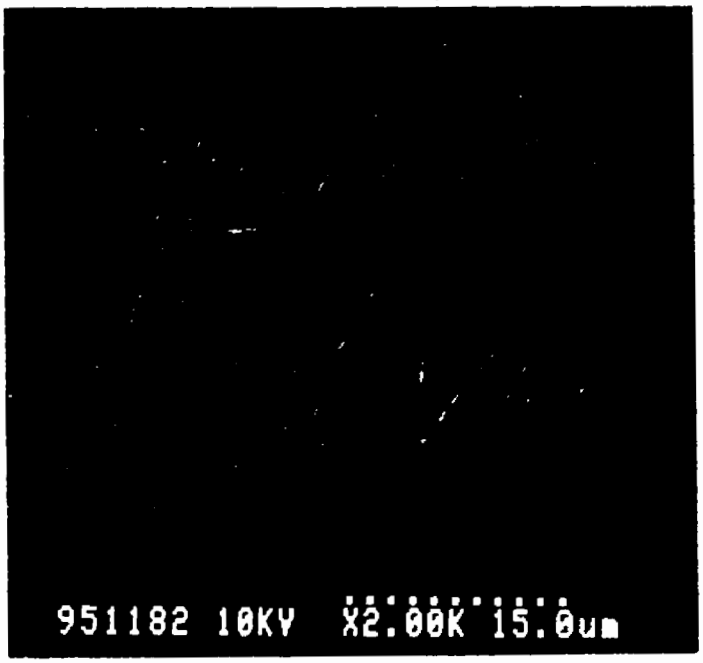


Figure 3.24 Intrusions-extrusions observées dans un échantillon écroui après 10% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 2000X.

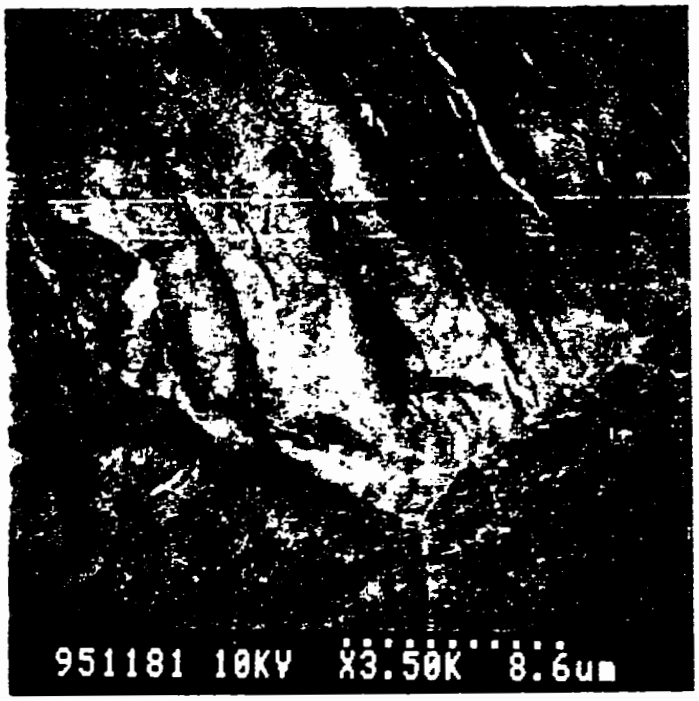


Figure 3.25 Intrusions-extrusions observées dans un échantillon écroui après 10% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 3500X.

Vivensang et Gannier (1994) ont observé des intrusions-extrusions après un cyclage correspondant à 5% d'une durée de vie moyenne de $1x10^5$ cycles dans un acier micro-allié à l'état recuit et à l'état trempé revenu. Leur étude montre que lorsque la contrainte imposée diminue et se situe près de la limite d'endurance, l'apparition des intrusions-extrusions peut être retardée à 10% de vie. Ils ont aussi observé, pour l'état recuit, l'apparition de microfissures d'une longueur d'environ 60 µm à partir de 10% de vie en fatigue cumulée. Pour l'état trempé et revenu, ces microfissures n'apparaissent en général qu'à partir de 50% de vie écoulée.

3.3.2 État de la microstructure après 20 à 27% de vie en fatigue consommée

L'état de la microstructure observée après des cyclages variant entre 20 et 27% de la vie en fatigue est présenté aux figures 3.26 et 3.27, pour la structure normalisée et aux figures 3.28 et 3.29, pour la structure écrouie. Comparativement aux observations effectuées entre 2 et 10% de vie, les bandes de glissement sont plus nombreuses et sont localisées dans plusieurs grains. Les bandes de glissement à 0,15% d'amplitude de déformation sont facilement observables, quoique moins nombreuses et moins prononcées que pour une amplitude de déformation de 0,35%. Elles semblent être principalement situées dans les grains de ferrite, mais pas dans tous les grains. Ceci est en accord avec plusieurs auteurs dont Hempel (1956) et Klesnil, Holzmann et al. (1965) qui affirment que les bandes de glissement se forment d'abord dans les grains les plus déformés. Comme la ferrite est plus ductile que la perlite et offre moins de résistance à la déformation, il n'est pas étonnant que la déformation se localise principalement dans les grains de ferrite. Pour les fractions de vie considérées (20 à 27%), les bandes de

glissement sont relativement courtes, c'est-à-dire que leur longueur est en général inférieure à la taille des grains.

Figure 3.26 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 20% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X.

Figure 3.27 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 24% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X.

Figure 3.28 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 27% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X.

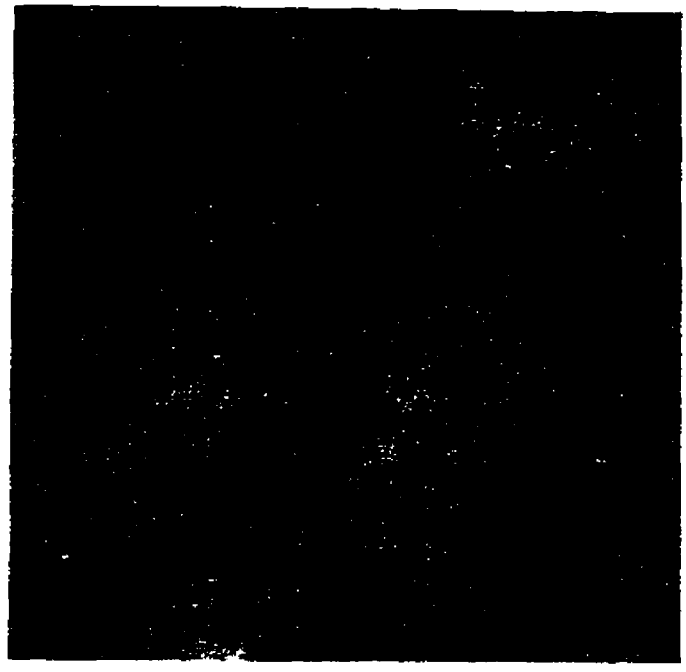


Figure 3.29 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 20% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X.

De façon générale, il semble y avoir une densité plus grande de bandes de glissement dans les grains de la structure normalisée que dans celle écrouie. Ceci peut s'expliquer par le fait que la structure écrouie possède une capacité de déformation plastique restreinte par rapport à la structure normalisée; la densité de bandes de glissement s'en trouve automatiquement diminuée. Cette dernière constatation est basée sur l'observation de plusieurs régions et peut-être plus difficile à voir sur seulement quatre photos. Hempel (1956) a noté le même phénomène sur des éprouvettes percées d'un trou. Il a constaté que près du trou, là où la structure est plus écrouie, l'apparition de bandes de glissement se faisait plus tard que dans le reste de la structure non-écrouie. Vivensang et Gannier (1994) ont aussi noté le même phénomène avec un acier micro-allié à l'état recuit et à l'état trempé et revenu. Ils ont en effet constaté que le dommage observé au MEB était plus prononcé pour l'état recuit que pour l'état trempé et revenu. Ils ont même observé que

la taille des bandes de glissement et des intrusions-extrusions était deux fois plus grande pour l'état recuit, comparativement à l'état trempé et revenu. Cependant, selon Vivensang et Gannier (1994), ceci peut s'expliquer par la différence de taille de grain entre les deux aciers. En effet, comme les bandes de glissement naissent et se propagent d'abord dans les grains, la taille de ces derniers peut certainement influencer leur longueur.

Bien qu'il soit très difficile de les montrer sur photos, des microfissures ont été observées dans certaines bandes de glissement, pour les deux structures, écrouie et normalisée. Pour une amplitude de déformation de 0,15%, ces microfissures sont peu profondes et elles restent localisées à l'intérieur des bandes de glissement. Par contre, dans le cas des échantillons écrouis sollicités à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$, ces microfissures peuvent atteindre 50 µm et commencent à sortir des bandes de glissement pour se propager aux joints de grain. Dans le cas des échantillons normalisés sollicités à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$, les microfissures ne dépassent pas 10 µm et elles restent confinées dans les bandes de glissement. Par contre, elles semblent plus profondes qu'à $\Delta\varepsilon/2=0,15\%$. Ces observations montrent que les fissures naissent des bandes de glissement, ce qui est en accord avec ce qui est généralement admis dans la pratique (voir Hempel, 1956, Bathias et Baïlon, 1980 et De Ferri, 1979).

3.3.3 État de la microstructure après 50 à 67% de vie en fatigue consommée

L'état de la microstructure observée après des cyclages variant entre 50 et 67% de la vie en fatigue est présentée aux figures 3.30 et 3.31, pour la structure normalisée et aux figures 3.32 et 3.33, pour la structure écrouie. Lorsque la vie en fatigue cumulée augmente, le nombre de bandes de glissement augmente, ainsi que leur intensité. Comme observé précédemment, plus l'amplitude de la déformation est grande, plus le nombre et l'intensité de ces bandes sont élevés. De façon générale, il y a plus de bandes de glissement dans la structure normalisée que dans celle écrouie. Dans les échantillons écrouis, les bandes de glissement sont généralement relativement courtes, c'est-à-dire que leur taille est inférieure à la taille de grain. Par contre, pour les échantillons normalisés, surtout ceux sollicités à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$, ces bandes sont plus longues et leur taille fait parfois plus d'un grain. Le phénomène d'intrusions-extrusions a été observé sur tous les échantillons étudiés; la quantité de ces intrusions-extrusions suit la même tendance que les bandes de glissement, puisque ces dernières précèdent les premières.

Figure 3.30 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 50% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X.

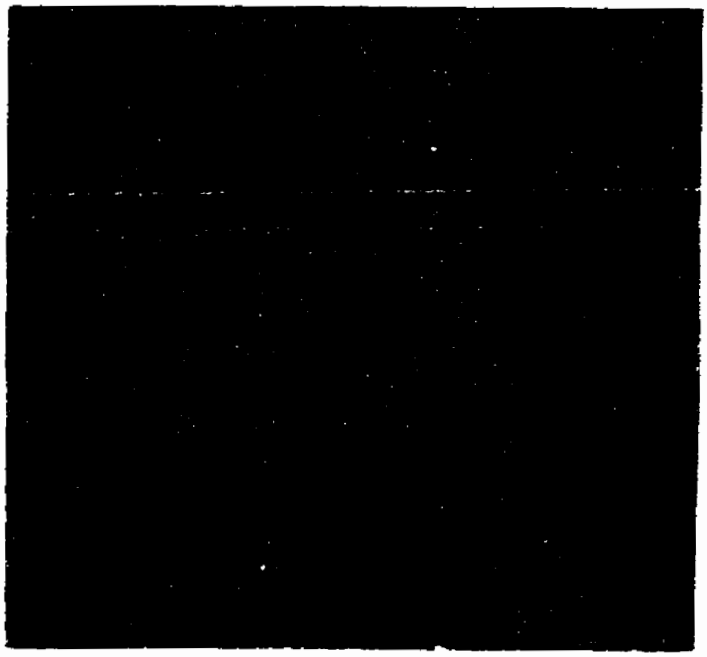


Figure 3.31 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 60% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X.

Figure 3.32 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 67% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X.

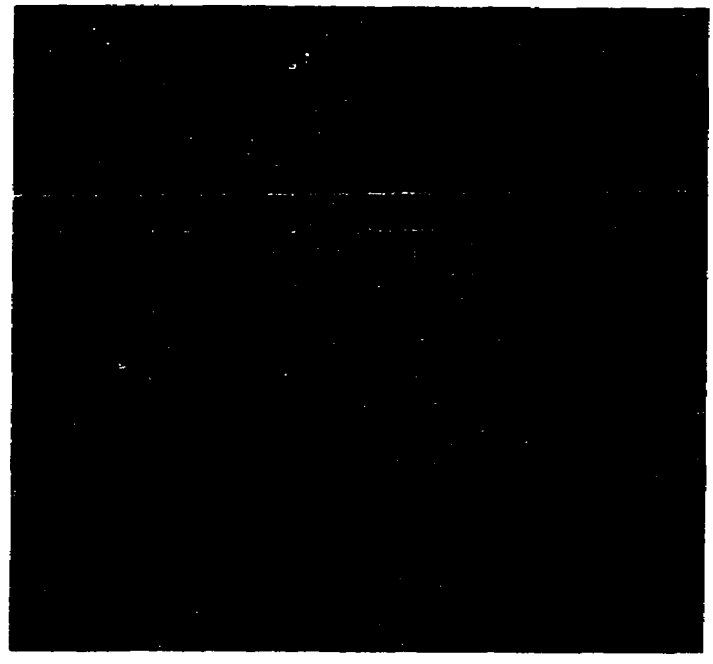


Figure 3.33 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 50% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X.

Pour les échantillons normalisés fatigués à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%, les microfissures sont plus nombreuses qu'à 20% de vie mais elles restent toujours confinées dans les bandes de glissement. Elles ont en général une taille variant entre 10 et 15 µm, mais elles peuvent atteindre 40 µm. Pour une amplitude de déformation de 0,15%, certaines microfissures ont coalescé et ont formé plusieurs fissures dont la taille peut atteindre 200 µm. Le fait que les fissures soient plus longues à $\Delta\varepsilon/2$=0,15% qu'à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%, pour une même fraction de vie, sera discuté à la fin de cette section.

Pour les échantillons écrouis et sollicités à des amplitudes de 0,15 et 0,35% de déformation, un grand nombre de microfissures ont coalescé pour former des fissures très importantes, qui peuvent atteindre 300 µm de longueur. Les fissures semblent suivre des directions aléatoires, passant tantôt par les joints de grain, tantôt par les bandes de glissement. Selon Hempel (1956), les fissures se propagent préférentiellement dans les grains contenant plus de bandes de glissement, mais elles ne suivent que partiellement ces bandes. Leur direction de propagation est influencée principalement par les défauts de toutes sortes, les bandes de glissement et l'orientation des grains par rapport à la direction de chargement. Donc, l'étude de l'orientation de ces fissures est difficile.

3.3.4 État de la microstructure après 80% de vie en fatigue consommée

Dans les échantillons ayant consommé 80% de la vie en fatigue, le nombre et l'intensité des bandes des glissements sont plus élevés que pour les cas étudiés précédemment. Cependant, l'aspect de ces bandes semble être le même pour les deux niveaux de déformation imposée ($\Delta\varepsilon/2$=0,15 et 0,35%). Comme il a été observé précédemment, les échantillons normalisés semblent contenir plus de bandes de glissement que ceux écrouis.

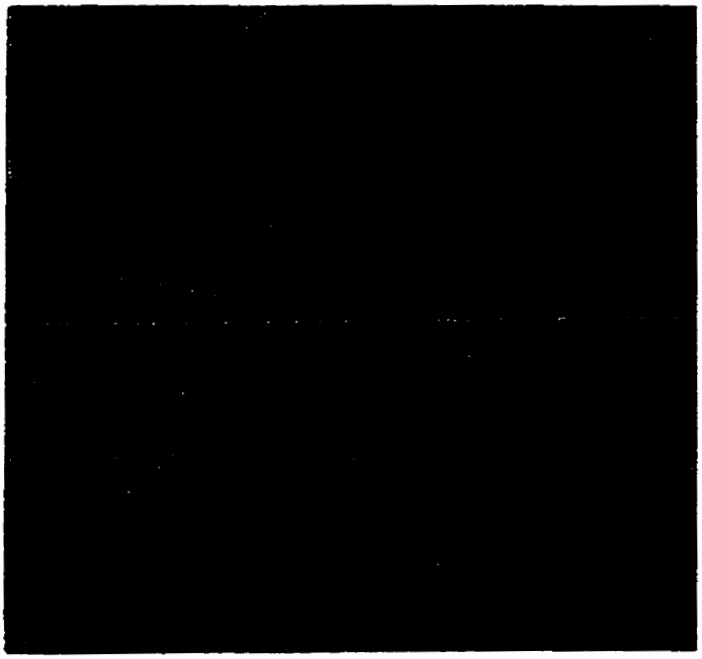


Figure 3.34 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X.

Figure 3.35 Bandes de glissement observées dans un échantillon normalisé après 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,15%; 500X.

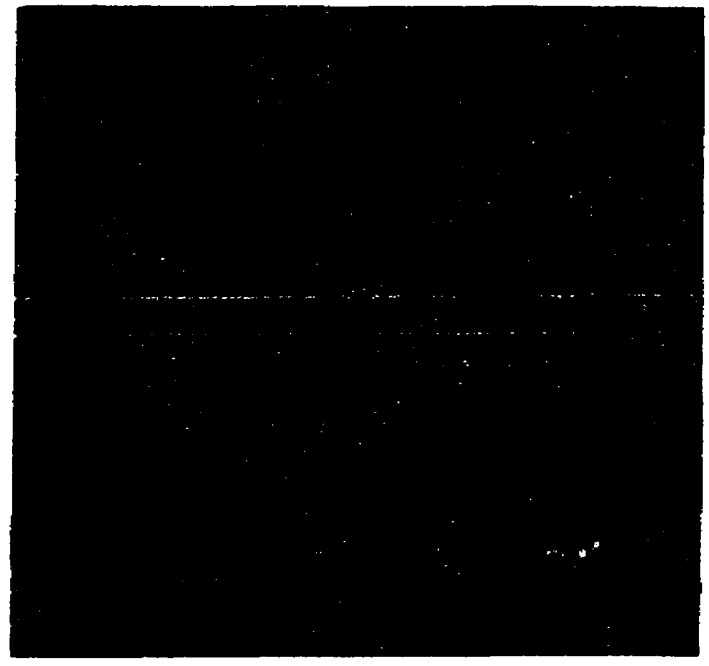


Figure 3.36 Bandes de glissement observées dans un échantillon écroui après 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 500X.

Figure 3.37 Fissures observées dans un échantillon écroui après 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%; 200X.

Dans le cas des échantillons normalisés ayant subi une amplitude de déformation de 0,35%, les bandes de glissement se retrouvent dans presque tous les grains; plusieurs microfissures, qui semblent assez profondes et d'une longueur de 10 à 40 µm, sont situées dans les bandes de glissement et aux joints de grain. Il y a parfois même décollement aux joints triples. Dans la structure normalisée ayant été fatiguée à une amplitude de déformation de 0,15%, se retrouvent plusieurs fissures très longues de 500 µm et plus (au moins trois sur une réplique d'environ 30 mm^2) . Même si le nombre de bandes de glissement a augmenté par rapport à celui observé après 50% de vie, ce nombre reste inférieur à celui des échantillons fatigués à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%.

Pour les échantillons écrouis, seuls ceux ayant été fatigués à $\Delta\varepsilon/2$=0,35% sont disponibles, puisqu'aucun essai n'a été réussi à $\Delta\varepsilon/2$=0,15% et à 80% de vie. Dans ces échantillons, de nombreuses microfissures ont coalescé pour former des fissures ayant

une longueur de 200 µm et plus. Le nombre de bandes de glissement a augmenté, mais ces dernières sont moins présentes qu'à l'état normalisé.

3.3.5 Conclusions

Toutes ces observations démontrent qu'il y a une évolution marquée de la microstructure en fonction du cumul de dommage en fatigue. Cependant, les paramètres microstructuraux tels les bandes de glissement, ne permettent pas d'évaluer la vie résiduelle en fatigue, i.e. qu'une densité donnée de bandes glissement ne signifie pas nécessairement que le niveau de cumul de dommage atteint soit le même pour tous les niveaux de chargement. En effet, des fissures importantes sont apparues sur des échantillons fatigués à $\Delta\varepsilon/2=0,15\%$ ayant une densité de bandes glissement inférieure à celle retrouvée sur des éprouvettes sollicitées à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$ et qui ne montraient pas de fissures majeures. Dans certains cas, la microstructure à 0,15% de déformation semble beaucoup plus endommagée qu'à 0,35%. Par exemple, dans le cas des échantillons normalisés sollicités à $\Delta\varepsilon/2=0,15\%$ après 80% de vie, des fissures très importantes sont présentes (500 µm et plus) alors qu'à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$, pour la même fraction de vie, ces fissures sont relativement petites (entre 10 et 40 µm). Ceci pourrait provenir du fait que si la déformation imposée est faible, l'évaluation précise de la vie en fatigue est relativement difficile car la dispersion des résultats est grande. Ainsi, à $\Delta\varepsilon/2=0,15\%$, l'écart type sur le nombre de cycles à la rupture est relativement grand comparativement à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$; il est possible qu'un échantillon soit en réalité plus avancé dans sa vie en fatigue qu'il ne l'a été supposé.

Selon Klesnil, Holzmann et al. (1965), ce n'est pas la densité des bandes de glissement qui détermine s'il y aura amorce de fissure mais plutôt la longueur de ces bandes. Selon ces auteurs, la longueur critique d'une bande de glissement, pour qu'il y ait amorce de microfissure, est de 100 µm pour l'acier bas carbone. Les observations effectuées sur nos échantillons montrent que des fissures peuvent s'amorcer à partir des bandes de glissement ayant une taille inférieure à 50 µm.

De façon générale, les observations précédentes démontrent qu'il y a bien eu endommagement de toutes les éprouvettes analysées. En effet, la présence de bandes de glissement, d'intrusions-extrusions, de microfissures et parfois même de fissures ne laisse aucun doute sur la présence d'un endommagement par fatigue. Ceci assure que la mesure des propriétés mécaniques résiduelles a été effectuée sur des éprouvettes ayant bel et bien été endommagées par la fatigue.

3.4 INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

Les essais à fraction de vie représentent la partie cruciale de ce projet. Ils serviront à évaluer l'effet du cumul de dommage en fatigue sur les propriétés mécaniques. Étant donné le nombre relativement restreint d'essais, au lieu d'utiliser les techniques de dépouillement statistiques, il a semblé plus significatif de présenter les résultats de tous les essais de traction après cyclage. Le cumul de dommage sera ensuite discuté en analysant l'ensemble des résultats en fonction de chacune des propriétés mécaniques prises séparément.

3.4.1 Résultats des essais de traction

Des éprouvettes ont été soumises à des essais de fatigue d'une durée limitée correspondant, pour une amplitude de déformation donnée, à des fractions choisies de la vie totale en fatigue du matériau. Ces éprouvettes n'ont pas atteint la rupture, mais elles ont subi un certain endommagement par fatigue; elles ont ensuite été soumises à un essai de traction qui permet de mesurer les propriétés mécaniques résiduelles. Les résultats obtenus pour les deux états métallurgiques du matériau sont présentés dans les sections qui suivent. Pour faciliter les comparaisons, le tableau 3.2 présente la moyenne et l'écart-type des résultats obtenus des essais de traction effectués sur des éprouvettes (écrouies et normalisées) n'ayant subi aucun cumul de dommage en fatigue préalable.

Tableau 3.2 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes vierges d'acier AISI 1012, à la température ambiante.

	NORMALISÉ		*ÉCROUI*	
Propriétés mécaniques	**Moyenne**	**Écart-type**	**Moyenne**	**Écart-type**
σ_y **(MPa)**	223,5	3,1	435	14,1
σ_u **(MPa)**	350,5	6,2	435	14,1
Pic (MPa)	222 à 305	—	435 à 454	—
Palier Lüder(%)	0,3 à 2,3	—	Absent	—
A unif. (%)	21,3	0,2	4,7	0,62
R.S. (%)	74,8	0,8	67,1	2,9
A_{25mm} **(%)**	53,9	2,0	28	2,9
Énergie (MJ/m^3)	140,7	4,7	91,3	11,5

L'écart-type sur le pic de décrochage et le palier de Lüder n'a pas été calculé puisqu'il s'agit de valeurs approximatives et que ces dernières servent seulement à indiquer la présence ou non de ces deux phénomènes.

Il est important de mentionner que les variations statistiques jouent un rôle particulièrement important en fatigue. Ainsi, dans les essais qui suivent, il est possible qu'un échantillon dont la fraction de vie écoulée est estimée à 50% soit plus endommagé qu'un échantillon dont la fraction de vie écoulée est estimée à 80% de vie. Ceci peut parfois aider à comprendre certains résultats.

Les résultats des essais de traction sont présentés aux tableaux 3.3 à 3.7. Dans ces tableaux, le nombre de cycles imposés (Nb cycles) et la fraction de vie correspondante

y sont indiqués pour chaque échantillon. Comme il a été mentionné à la section 2.3.1, certaines durées de vie ont dû être réajustées en cours d'essai à cause de ruptures prématurées. Ceci a eu comme conséquence de modifier légèrement les valeurs de fraction de vie initialement prévues à 20, 50 et 80%. Pour chaque condition imposée, deux essais ont été réalisés.

Tableau 3.3 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes normalisées en acier AISI 1012 ayant subi un cumul de dommage à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$.

Matériau: acier AISI 1012, à l'état normalisé							
Échantillon	**Aucun dommage**	**TN 15201**	**TN 15202**	**TN 15501**	**TN 15502**	**TN 15801**	**TN 15802**
Nb cycles	0	43268	43268	108170	108170	145443	145443
% de vie	0	24	24	60	60	80	80
σ_y (MPa)	223,5	208	200	214	183	187	200
σ_u (MPa)	350,5	367	357	369	355	323	360
Pic (MPa)	222 à 305	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent
Palier Lüder (%)	0,3 à 2,3	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent
A unif. (%)	21,3	17,1	17	17,1	18	9,7	17,5
R.S. (%)	74,8	70	72	70,7	72,8	*	72
A_{25mm} (%)	53,9	46,2	47	45,2	48,4	*	47,3
Énergie (MJ/m^3)	140,7	143,4	141,5	138,4	140,9	52,4	141

* : Propriété impossible à mesurer car faciès de rupture trop déformé.

Tableau 3.4 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes normalisées en acier AISI 1012 ayant subi un cumul de dommage à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$.

Matériau: acier AISI 1012, à l'état normalisé							
Échantillon	**Aucun dommage**	**TN 35201**	**TN 35202**	**TN 35501**	**TN 35502**	**TN 35801**	**TN 35802**
Nb cycles	0	1292	1292	3231	3231	5170	5170
% de vie	0	20	20	50	50	80	80
σ_y (MPa)	223,5	225	200	260	258	277	267
σ_u (MPa)	350,5	360	360	365	370	375	373
Pic (MPa)	222 à 305	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent
Palier Lüder (%)	0,3 à 2,3	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent
A unif. (%)	21,3	19	19,5	18,2	17,5	17,1	17,5
R.S. (%)	74,8	75	71,9	70,2	72,4	71,8	70,7
A_{25mm} (%)	53,9	52,7	48,5	48	48,5	50,1	46,4
Énergie (MJ/m^3)	140,7	147,7	141,5	147,2	141,7	147,4	146,4

Tableau 3.5 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes écrouies en acier AISI 1012 ayant subi un cumul de dommage à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$.

Matériau: acier AISI 1012, à l'état écroui					
Échantillon	**Aucun dommage**	**TE 15201**	**TE 15202**	**TE 15501**	**TE 15502**
Nb cycles	0	70000	70000	175000	175000
% de vie	0	20	20	50	50
σ_y (MPa)	435	268	284	277	288
σ_u (MPa)	435	409	415	407	433
Pic (MPa)	435 à 454	Absent	Absent	Absent	Absent
Palier Lüder (%)	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent
A unif. (%)	4,7	6,2	6	6,2	5,5
R.S. (%)	67,1	67,8	70,9	68	50,8
A_{25mm} (%)	28	30,5	30,6	34,2	21
Énergie (MJ/m^3)	91,3	104,6	102,3	115,2	70,5

Note: Les essais à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$ et à 80% de vie n'ont pu être réalisés pour les raisons mentionnées à la section 2.3.1.

Tableau 3.6 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes écrouies en acier AISI 1012 ayant subi un cumul de dommage à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$.

Matériau: acier AISI 1012, à l'état écroui							
Échantillon	**Aucun dommage**	**TE 35201**	**TE 35202**	**TE 35501**	**TE 35502**	**TE 35801**	**TE 35802**
Nb cycles	0	3048	3048	7620	7620	9075	9075
% de vie	0	27	27	67	67	80	80
σ_y (MPa)	435	269	208	222	249	278	276
σ_u (MPa)	435	381	380	379	375	385	386
Pic (MPa)	435 à 454	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent
Palier Lüder (%)	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent	Absent
A unif. (%)	4,7	12,1	12,2	12,5	12,3	12	11,7
R.S. (%)	67,1	68,3	70,7	70,8	70,8	69	68,5
A_{25mm} (%)	28	41,7	44,2	43,6	44,7	40,1	38,8
Énergie (MJ/m^3)	91,3	137,7	143,3	116,2	144,3	133	123,7

Certaines tendances dans les résultats obtenus des éprouvettes écrouies, notamment la restauration des propriétés mécaniques en fonction du cumul de dommage, ont incité à effectuer quelques essais à faible fraction de vie. Il ne s'agit pas ici de refaire toute une série d'essais à différentes conditions mais plutôt d'effectuer un complément aux essais précédents. Bien que pour chacune des conditions imposées, un seul essai ait été réalisé, les résultats ont tout de même amené des précisions intéressantes.

Tableau 3.7 Résultats des essais de traction sur des éprouvettes écrouies en acier AISI 1012, sollicités à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$ pour de faibles fractions de vie.

Matériau: acier AISI 1012, à l'état écroui				
Échantillon	**Aucun dommage**	**TE1502**	**TE1505**	**TE1510**
Nb cycles	0	7000	17500	35000
% de vie	0	2	5	10
σ_y (MPa)	435	266	288	274
σ_u (MPa)	435	426	426	422
Pic (MPa)	435 à 454	Absent	Absent	Absent
Palier de Lüder (%)	Absent	Absent	Absent	Absent
A unif. (%)	4,7	5,5	6,1	7
R.S (%)	67,1	70,6	66,3	69,9
A_{25mm} (%)	28	32	29	32,2
Énergie (MJ/m^3)	91,3	97,2	97,9	109,6

Avant de discuter de l'effet du cumul de dommage sur chacune des propriétés mécaniques, l'effet global de l'endommagement par fatigue sur les courbes de traction sera examiné.

La figure 3.38 présente la courbe de traction typique d'un échantillon normalisé ayant subi un endommagement par fatigue préalable et celle d'un échantillon n'ayant subi aucun cumul de dommage en fatigue.

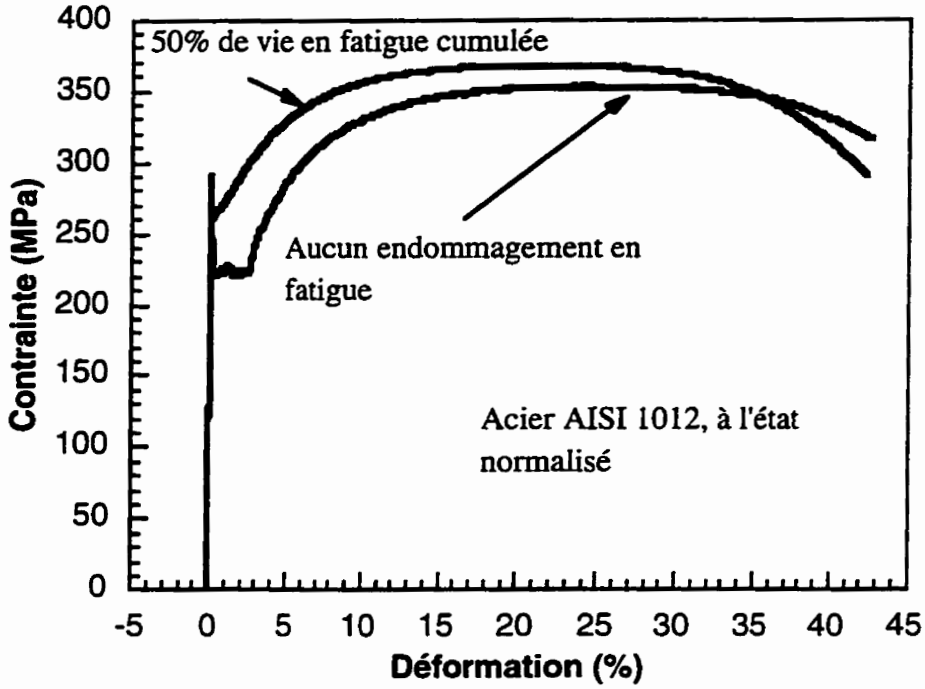


Figure 3.38 Essais de traction de l'acier AISI 1012 normalisé sur une éprouvette vierge et sur une éprouvette ayant cumulé 50% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2=0,35\%$.

Pour l'état normalisé, le cumul de dommage en fatigue a eu pour effet de faire disparaître le pic de décrochage et le palier de Lüder et ce, pour les deux niveaux de déformation étudiés ($\Delta\varepsilon/2=0,15$ et 0,35%) et toutes les fractions de vie. De façon générale, les courbes de traction des éprouvettes endommagées ne sont pas modifiées de manière importante par rapport à celles des échantillons normalisés non-endommagés, sauf dans les cas où il y avait présence d'une fissure de fatigue qui s'était propagée sur une distance importante vers le coeur de l'éprouvette. C'est le cas de l'essai TN15801 (tableau 3.3), où la diminution générale des propriétés mécaniques est particulièrement évidente. Dans d'autres cas, il est possible d'observer des fissures de fatigue en surface des éprouvettes; cependant, ces dernières restent localisées en surface et la diminution des propriétés mécaniques est beaucoup moins marquée. C'est le cas des essais TN15501,

TN15502 et TN15802 (tableau 3.3). Pour les autres essais, aucune fissure de fatigue n'a été détectée en surface des éprouvettes. La figure 3.39 illustre le faciès de rupture de l'éprouvette TN15801 après l'essai de traction; ce faciès est très déformé puisqu'une fissure de fatigue importante était présente avant l'essai de traction. De plus, la surface de l'éprouvette montre plusieurs petites fissures de fatigue qui se sont ouvertes durant l'essai de traction. La figure 3.40 montre le faciès de rupture de l'éprouvette TN15502 après l'essai de traction. Ce faciès n'est pas déformé comme le précédent et ressemble aux faciès habituellement obtenus après un essai de traction sur ce type d'acier. La surface de l'éprouvette TN15502 montre cependant de très petites fissures de fatigue qui se sont ouvertes lors de l'essai de traction.

Figure 3.39 Surface de l'éprouvette TN15801 fabriquée d'acier AISI 1012 à l'état normalisé, après l'essai de traction.

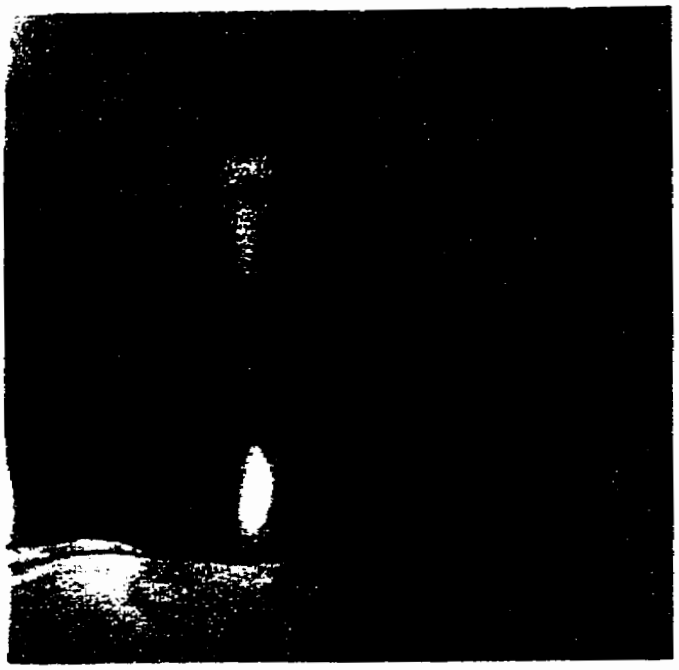


Figure 3.40 Surface de l'éprouvette TN15502 fabriquée d'acier AISI 1012 à l'état normalisé, après l'essai de traction.

La figure 3.41 présente la courbe de traction typique d'une éprouvette écrouie ayant subi un endommagement par fatigue préalable et celle d'un échantillon n'ayant subi aucun dommage préalable.

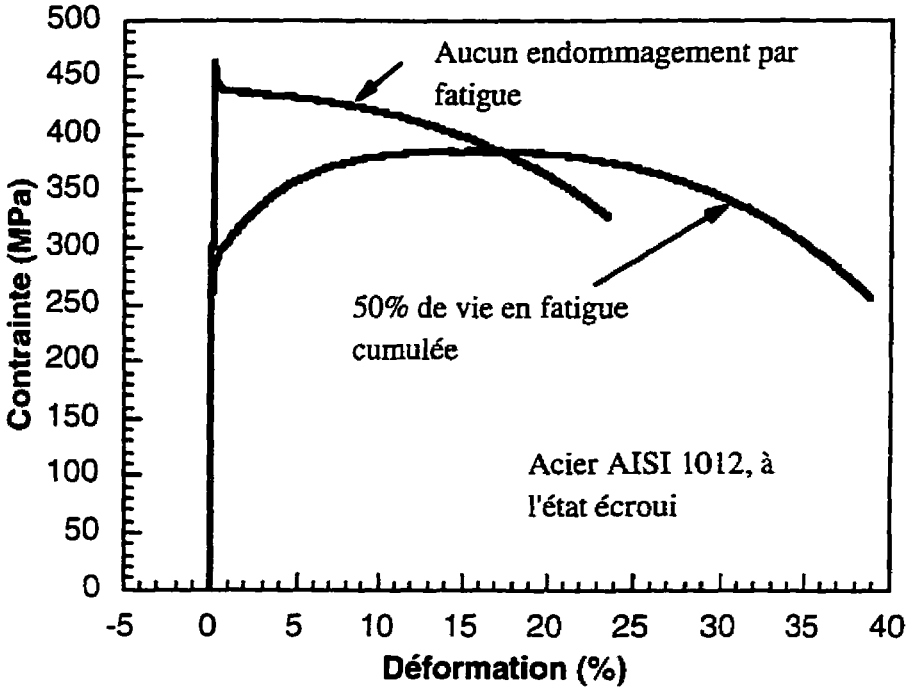


Figure 3.41 Essais de traction de l'acier AISI 1012 écroui sur une éprouvette vierge et sur une éprouvette ayant cumulé 50% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%.

Pour les éprouvettes écrouies, une restauration très importante des propriétés mécaniques est observée et ce, pour les deux niveaux de déformation imposés, à toutes les fractions de vie. La courbe de traction d'un échantillon endommagé en fatigue est très différente de celle obtenue d'un échantillon écroui non-endommagé. Après endommagement, le pic de décrochage disparaît, la limite d'élasticité diminue, il y a apparition d'un stade de consolidation et l'allongement total augmente. Les mesures d'énergie de déformation à la rupture (aire sous la courbe) tendent d'ailleurs vers les valeurs obtenues pour les échantillons normalisés. Ces résultats laissent croire qu'il y a restauration progressive du matériau avec l'endommagement par fatigue. L'évolution de la contrainte au cours du cyclage (figure 3.6 et E5 à E8 de l'annexe E) laissait entrevoir un tel comportement puisqu'il se produisait un adoucissement de la contrainte cyclique. Les

courbes de traction des échantillons écrouis endommagés tendent à se rapprocher de celles des échantillons normalisés mais elles ne deviennent jamais identiques, tel que montré à la figure 3.42.

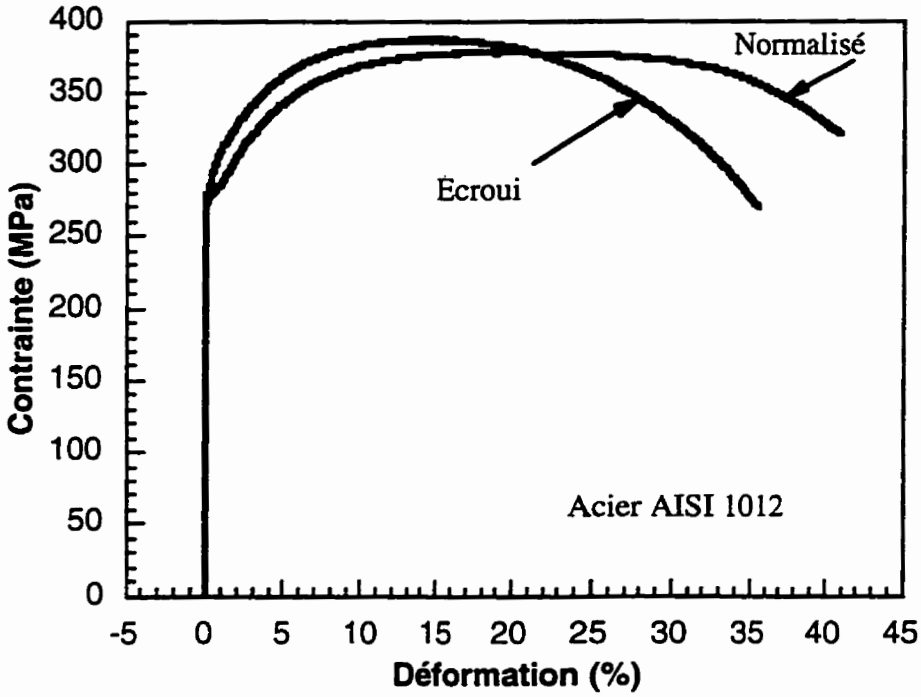


Figure 3.42 Essais de traction de l'acier AISI 1012 sur éprouvette écrouie et normalisé ayant cumulé 80% de vie en fatigue à $\Delta\varepsilon/2$=0,35%.

Sur certaines éprouvettes, des fissures de fatigue étaient présentes en surface avant l'essai de traction, mais elles ne s'étaient pratiquement pas propagées. C'est le cas des essais TE35501, TE35502, TE35801, TE35802 (tableau 3.4) et TE15501 (tableau 3.5). Dans le cas de l'essai TE15502, une des fissures a commencé à se propager vers le centre de l'éprouvette, modifiant ainsi le faciès de rupture. Pour les autres éprouvettes écrouies, aucune fissure de fatigue n'a été détectée. La figure 3.43 illustre le faciès de rupture de l'éprouvette TE15501 après l'essai de traction. La surface de rupture est légèrement déformée et plusieurs fissures de fatigue, qui se sont ouvertes durant l'essai de

traction, sont visibles en surface de l'éprouvette. La figure 3.44 montre la surface de rupture très déformée de l'éprouvette TE15502. De nombreuses petites fissures de fatigue étaient présentes avant l'essai dont une de taille plus importante qui a causé la déformation du faciès de rupture.

Figure 3.43 Surface de l'éprouvette TE15501 fabriquée d'acier AISI 1012 à l'état écroui, après l'essai de traction.

Figure 3.44 Surface de l'éprouvette TE15502 fabriquée d'acier AISI 1012 à l'état écroui, après l'essai de traction.

3.4.2 Variation de la limite d'élasticité, σ_y

La figure 3.45 montre une vue globale de la variation de σ_y en fonction de la fraction de vie consommée en fatigue et de l'état métallurgique du matériau. Les valeurs de σ_y obtenues sur une éprouvette vierge correspondent à une fraction de vie nulle.

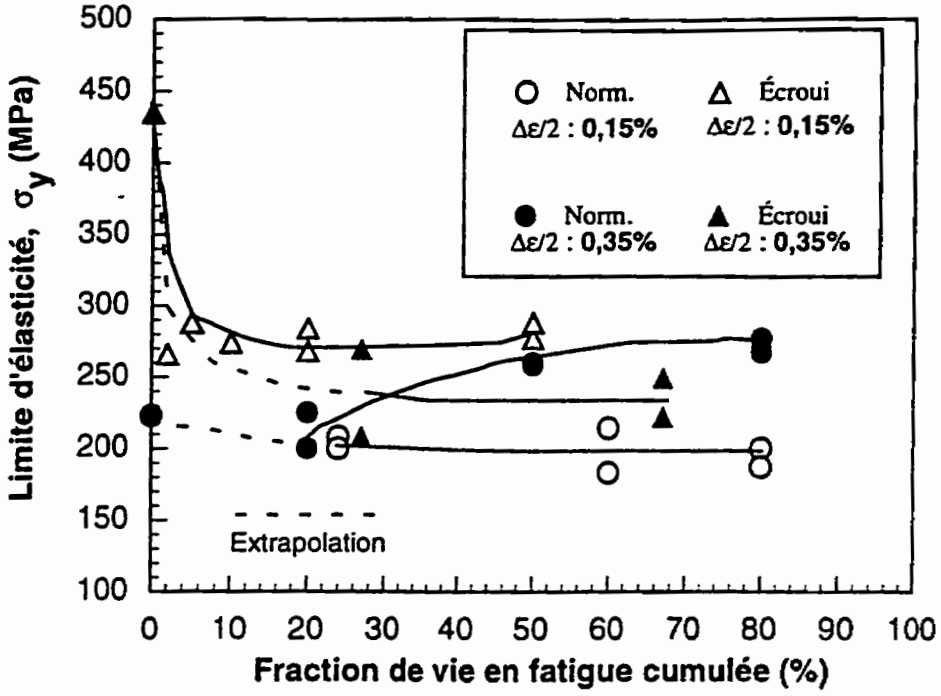


Figure 3.45 Variation de la limite d'élasticité en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée.

Dans le cas des échantillons normalisés ayant subi un endommagement par fatigue à une amplitude de déformation de 0,15%, la limite d'élasticité , de façon générale, diminue légèrement par rapport à la valeur de référence (échantillon non-endommagé). La diminution de σ_y ne semble pas s'accentuer avec la fraction de vie consommée en fatigue.

Pour l'essai TN15801, la diminution est plus marquée; cependant, l'éprouvette était déjà passablement fissurée avant l'essai de traction. L'essai TN15502 a aussi indiqué une diminution de σ_y. Par contre, bien que des fissures de fatigue importantes étaient présentes à la surface de l'éprouvette, aucune ne s'était vraiment propagée.

La limite d'écoulement des échantillons normalisés et fatigués à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$, augmente de façon progressive avec le cumul de dommage. Ceci peut paraître surprenant à première vue, mais l'étude du comportement en fatigue du matériau, pour ce niveau de déformation imposée (voir figure 3.7 de la section 3.2.1), a montré que pour des fractions de vie de 20, 50 et 80%, le matériau subit une consolidation progressive, ce qui est en accord avec l'augmentation de σ_y. Contrairement aux essais à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$, la microstructure des échantillons fatigués à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$ atteint une configuration stable pendant un nombre de cycles très court, puis le cyclage produit un enchevêtrement des dislocations causant une consolidation progressive du matériau. Ces comportements ont déjà été traités plus en détails à la section 3.2.1.

Dans le cas des échantillons écrouis, la diminution de σ_y est très importante, quelle que soit la fraction de vie écoulée, ce qui indique une restauration des propriétés mécaniques. Les résultats indiquent que l'adoucissement des propriétés n'augmente pas avec le cumul de dommage. En effet, à 2% de vie, le matériau a atteint sa capacité maximale de restauration pour un niveau de déformation imposée de 0,15%. La diminution de σ_y est d'environ 36% pour $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$. Cette tendance est la même pour une déformation imposée de 0,35% sauf que dans ce cas, les résultats pour des vies inférieures à 20% ne sont pas disponibles. La diminution de σ_y est d'environ 42% pour $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$. Gallet et Lieurade (1978) mentionnent que pour un acier trempé et revenu, l'adoucissement cyclique conduit à un abaissement de la limite d'élasticité qui peut atteindre 30%.

Il ne faut cependant pas confondre l'adoucissement cyclique des échantillons écrouis à celui des échantillons normalisés qui présentent également un adoucissement des

contraintes en fonction du nombre de cycles appliqués (voir figures 3.2 et 3.3 et E1 à E4 de l'annexe E). Il s'agit en fait de deux phénomènes très distincts qui se produisent lors d'un chargement cyclique au dessus de la limite d'endurance. Dans le cas de la structure normalisée, il n'y a pas de restauration des propriétés mécaniques. L'adoucissement est associé à un envahissement progressif de la déformation plastique à travers l'échantillon dû au palier de Lüder tandis que dans le cas de la structure écrouie, il s'effectue un retour partiel vers la structure d'équilibre qui est l'état normalisé. Il s'agit d'un retour partiel, puisque l'acier AISI 1012 est un matériau à "mémoire", comme il l'a été expliqué à la section 3.2.3.

3.4.3 Variation de la résistance mécanique, σ_u

La figure 3.46 présente la variation de la résistance mécanique, σ_u, en fonction de la fraction de vie consommée en fatigue.

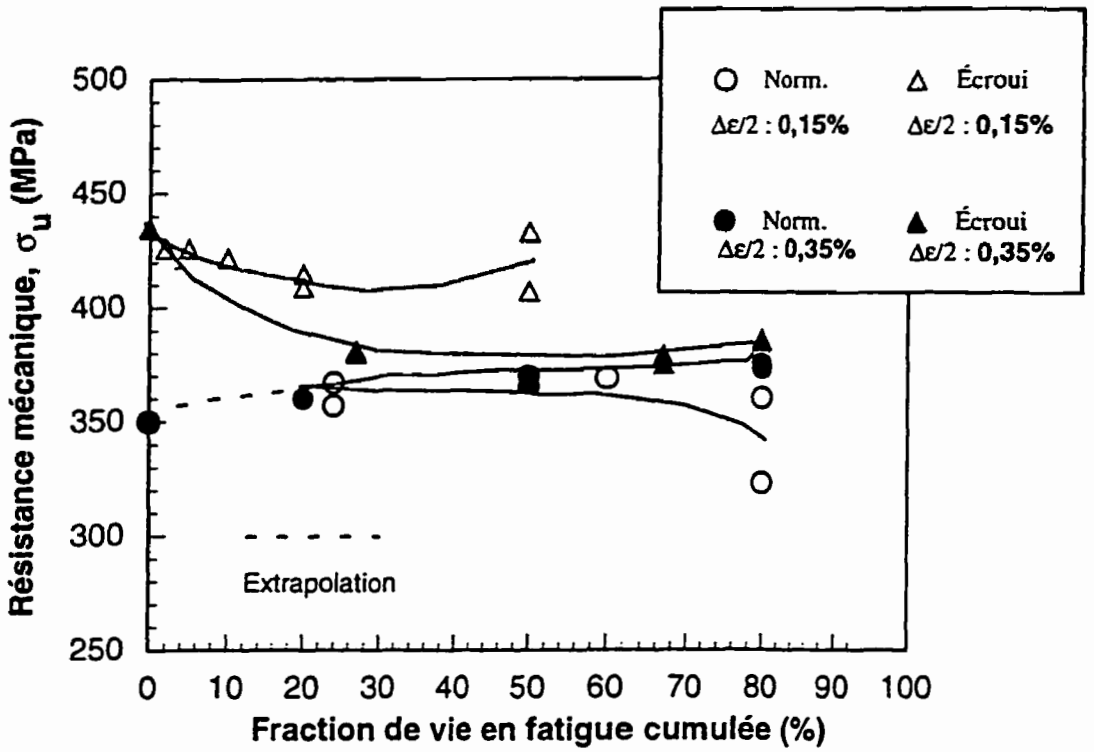


Figure 3.46 Variation de la résistance mécanique en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée.

La résistance mécanique des éprouvettes normalisées et fatiguées à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$ semble avoir augmenté légèrement par rapport à la valeur de référence, mais cette augmentation est trop petite pour être significative. Cependant, l'échantillon TN15801 a subi une importante diminution de σ_u. En effet, cette éprouvette possédait déjà une fissure de fatigue importante qui s'était propagée vers le centre de l'éprouvette, entraînant ainsi une diminution de la section portante réelle. L'examen des courbes de contraintes en fonction du nombre de cycles appliqués à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$ pour les échantillons normalisés (figure E1 de l'annexe E), montre que les fractions de vie 24, 60 et 80% correspondent au plateau des contraintes stabilisées et qu'il y a eu adoucissement. Par contre, la valeur de σ_u n'a pas diminué avec le cumul de dommage tandis que celle de σ_y a légèrement baissé.

Ces résultats sont en accord avec le fait que l'adoucissement des contraintes dans les échantillons normalisés est seulement due à l'homogénéisation progressive de la déformation plastique et qu'il n'y a pas de réarrangement de la microstructure comme dans le cas des échantillons écrouis. Ainsi, il n'y pas de changement de σ_u mais il se produit une baisse de σ_y.

Pour les éprouvettes normalisées et fatiguées à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$, il y a une légère augmentation de la résistance mécanique avec le cumul de dommage; cette augmentation est faible mais elle semble significative. Comme il a été expliqué précédemment, pour cette amplitude de déformation, les fractions de vie 20, 50 et 80% correspondent à une consolidation progressive du matériau, ce qui est responsable de l'augmentation de σ_u et σ_y.

Les échantillons écrouis et fatigués à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$, montrent une diminution marquée de σ_u. Ces résultats suivent la tendance observée pour σ_y, c'est-à-dire une restauration des propriétés due au cumul de dommage, ce qui entraîne un réarrangement de la microstructure en une configuration plus stable, qui offre moins de résistance à la déformation. L'essai TE15502 ne montre cependant pas une diminution aussi marquée de σ_u que les autres éprouvettes et ce, malgré le fait que l'éprouvette TE15502 possédait déjà une fissure importante avant l'essai de traction. Il est difficile d'expliquer ce phénomène d'autant plus qu'il s'agit d'un cas unique.

Lors des essais à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$ sur éprouvettes écrouies, la restauration des propriétés mécaniques est encore plus marquée qu'à 0,15%. La valeur moyenne de σ_u a diminué de 54 MPa. L'ensemble de ces résultats montre qu'à 27% de la vie, les propriétés

mécaniques sont complètement restaurées et qu'il n'y a pas d'adoucissement supplémentaire avec l'augmentation du cumul de dommage.

3.4.4 Variation du pic de décrochage et du palier de Lüder

De façon générale, pour tous les essais, le cumul de dommage en fatigue a eu pour effet de faire disparaître le pic de décrochage et dans le cas des échantillons normalisés, le palier de Lüder a aussi disparut. Ceci s'explique par le fait que la déformation plastique induite par l'essai de fatigue entraîne un dépiègeage des dislocations aux atomes de carbone et d'azote, faisant ainsi disparaître le pic de décrochage. De plus, cette déformation plastique est suffisante pour homogénéiser la déformation à l'intérieur de l'éprouvette, ce qui a comme conséquence de faire disparaître le palier de Lüder dans le cas des échantillons normalisés. Zuchowski et al. (1984) ont déjà démontré que le cumul de dommage en fatigue dans l'acier doux entraînait la disparition du pic de décrochage et du palier de Lüder.

La disparition de ces deux phénomènes confirme un point important concernant le vieillissement par écrouissage. En effet, il est connu que les aciers bas carbone sont susceptibles à ce type de vieillissement à température ambiante, mais que cela prend plusieurs jours. Dans le cas présent, il s'est écoulé un certain temps entre les essais à fraction de vie et les essais de traction subséquents. Cependant, ce délai a été inférieur au temps requis pour le vieillissement par écrouissage puisque les indicateurs (pic de décrochage et palier de Lüder pour l'état normalisé et pic de décrochage pour l'état écroui) d'un repiègeage de dislocations par les atomes de carbone et d'azote sont absents sur toutes les courbes de traction.

3.4.5 Variation de l'allongement : $A_{unif.}$, A_{25mm}

Les figures 3.47 et 3.48 présentent la variation de $A_{unif.}$ et A_{25mm} respectivement, en fonction de la fraction de vie consommée en fatigue.

L'essai TN15801 est présenté à la figure 3.47 malgré le fait que l'éprouvette possèdait une fissure importante avant l'essai de traction, ce qui a occasionné une perte de ductilité plus importante que pour les autres essais. Néanmoins, afin de ne pas fausser les tendances, ce point ne sera pas utilisé pour tracer les courbes.

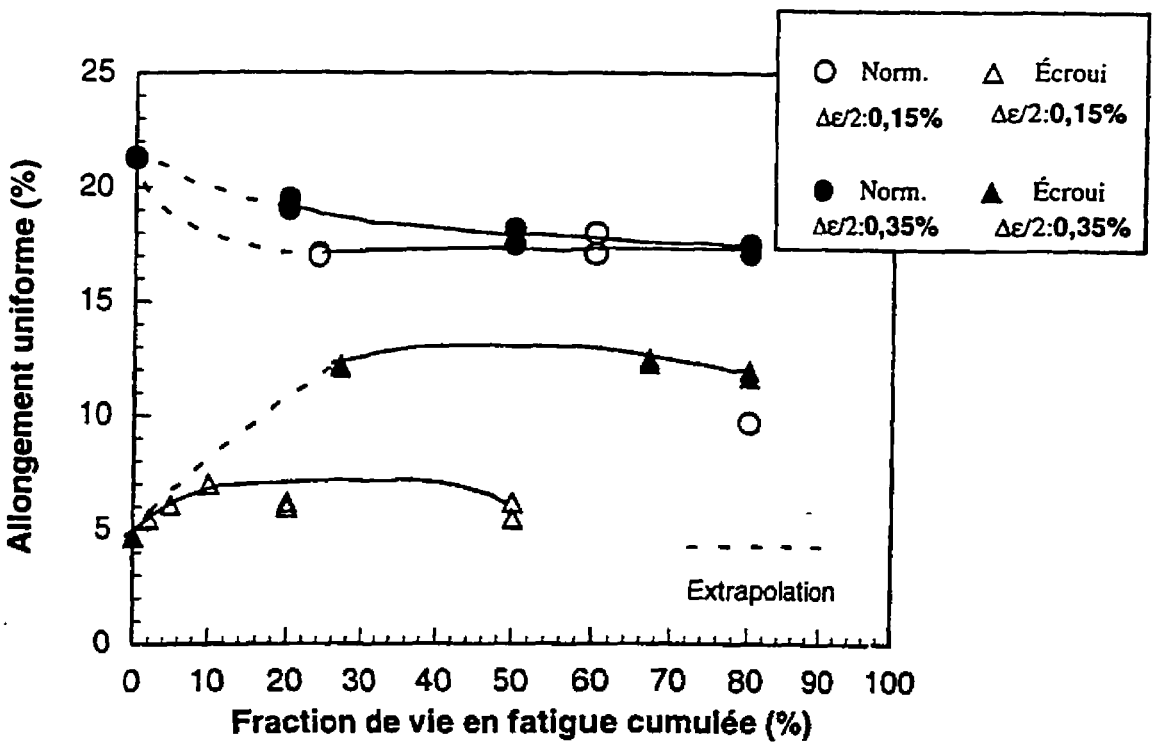


Figure 3.47 Variation de $A_{unif.}$ en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée.

L'essai TN15801 n'est pas présenté à la figure 3.48, puisqu'aucune mesure de A_{25mm} n'a été possible en raison du faciès de rupture trop déformé. L'essai TE15502 a pour sa part été présenté malgré la perte de ductilité très importante occasionnée par la présence d'une fissure de fatigue avant l'essai. Néanmoins, ce point ne sera pas utilisé pour tracer les courbes, afin de ne pas fausser les tendances.

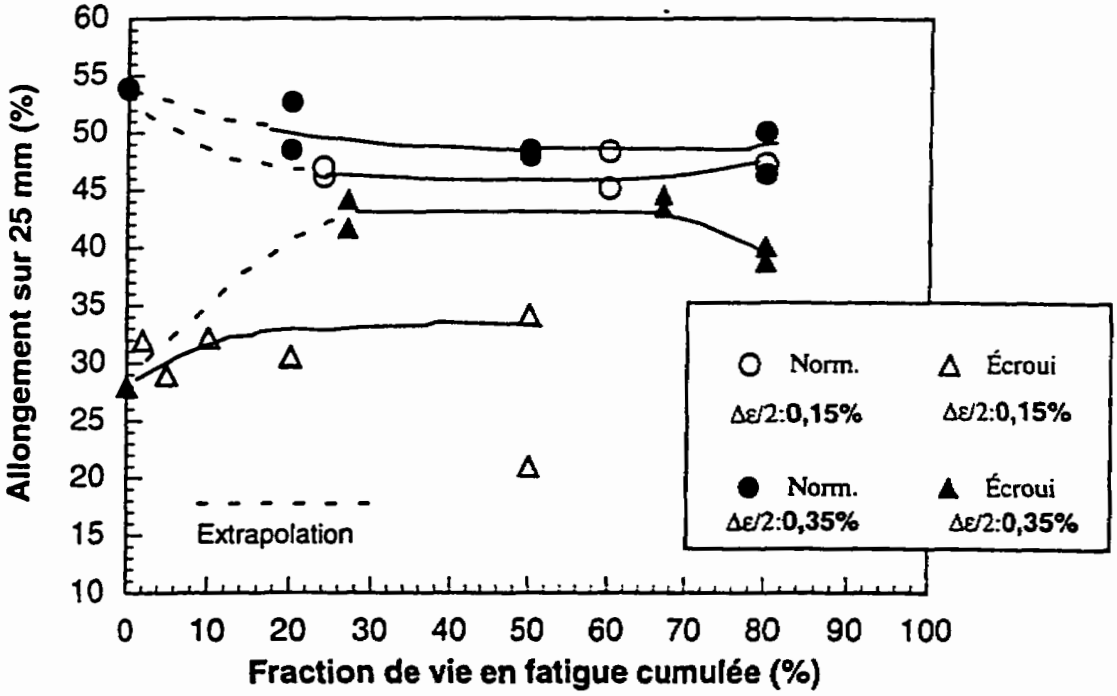


Figure 3.48 Variation de A_{25mm} en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée.

Les essais à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$ sur éprouvettes normalisées mènent à des valeurs de $A_{unif.}$ et A_{25mm} qui ne varient pas de manière appréciable lorsque la fraction de vie en fatigue consommée augmente. La valeur de $A_{unif.}$ est en moyenne inférieure de 18% (excluant l'essai TN15801) par rapport à la valeur de référence (échantillon non-

endommagé). Les valeurs de A_{25mm} sont quant à elles inférieures en moyenne de 13% par rapport à la valeur de référence. Les éprouvettes normalisées qui présentaient de petites fissures de fatigue avant l'essai de traction (TN15501, TN15502 et TN15802) ne semblent pas plus affectées par la perte de ductilité que celles ayant une surface lisse, sauf bien sûr pour l'essai TN15801 dont une des fissures était majeure. L'endommagement en fatigue semble donc avoir eu un certain effet sur la ductilité; cependant, cet effet ne s'est pas accentué en fonction de la fraction de vie en fatigue.

Les essais à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$ sur les éprouvettes normalisées indiquent eux aussi une diminution de $A_{unif.}$ qui semble cependant s'accentuer avec la fraction de vie en fatigue. Les valeurs de A_{25mm} ont elles aussi diminué par rapport à la valeur de référence. Au départ, ces pertes de ductilité avaient été associées à l'augmentation de σ_y et σ_u causée par la consolidation du matériau. Cependant, ces pertes de ductilité sont du même ordre de grandeur que pour les essais à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$, où il n'y a pas eu de consolidation. Il est donc possible que la diminution de ductilité du matériau soit due à l'endommagement en fatigue proprement dit.

Pour les échantillons écrouis endommagés à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$, la valeur de $A_{unif.}$ se stabilise à environ 6%, ce qui correspond à une augmentation de $A_{unif.}$ de 27% par rapport à la valeur de référence. Les valeurs de A_{25mm} ont quant à elles atteint 34%, soit une augmentation de 21% par rapport à la valeur moyenne de référence. Bien que ces augmentations soient relativement modestes, elles indiquent tout de même une restauration des propriétés. De plus, l'apparition d'un stade de consolidation sur les courbes de traction (non-montrées ici) laisse croire à un changement important de la microstructure du matériau.

Les essais à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$ sur les éprouvettes écrouies montrent une restauration encore plus importante des propriétés mécaniques que les essais à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$. En effet, la valeur de $A_{unif.}$ est passée de 4,7 à 12% en moyenne alors qu'elle était autour de 6% pour les essais à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$. La valeur moyenne de A_{25mm}, a quant à elle, augmenté de 50% par rapport à l'état de référence.

Comme pour les éprouvettes normalisées, la ductilité des éprouvettes écrouies qui possèdaient des fissures peu profondes en surface avant l'essai de traction ne semble pas être affectée de façon particulière, sauf pour l'essai TE15502 dont une des fissures était majeure.

La restauration des propriétés mécaniques des échantillons écrouis n'évolue pas de façon marquée en fonction du cumul de dommage mais elle varie avec le niveau de déformation imposé durant l'essai. Ainsi, à 2% de vie, les propriétés mécaniques semblent avoir atteint leur capacité maximale de restauration pour une amplitude de déformation imposée de 0,15% et le même comportement est observé à partir de 20% pour une déformation imposée de 0,35%.

3.4.6 Variation de la réduction de section, R.S.

Pour les éprouvettes normalisées, les valeurs de R.S. ont diminué pour la majorité des échantillons, mais cette baisse est très faible (autour de 4% en moyenne pour tous les essais). La diminution ne suit aucune tendance en fonction de l'évolution du dommage; elle est constante, quelle que soit la fraction de vie consommée.

Contrairement aux autres mesures de ductilité sur les échantillons écrouis, la réduction de section n'indique pas de restauration importante. Ainsi, si R.S. avait été le seul paramètre utilisé, il aurait été impossible de dire qu'il y avait eu restauration des propriétés. La présence, quoique souvent bien légère, de fissures de fatigue en surface de certaines éprouvettes, laissait supposer que la réduction de section aurait pu être affectée. Cependant, les résultats ne montrent aucune relation particulière entre la présence de ces fissures en surface des éprouvettes et la réduction de section, sauf pour l'essai TE15502 qui possédait une fissure de fatigue importante avant l'essai de traction. Cette fissure a probablement nuit au processus de striction faisant ainsi diminuer la valeur de R.S.

Selon Dieter (1986), de façon générale, l'allongement et la réduction de section mesurent des comportements distincts du matériau. Ainsi, lorsque la longueur jaugée n'est pas trop courte, l'allongement est principalement influencé par l'allongement uniforme et dépend donc de la capacité de consolidation du matériau. La réduction de section est plutôt une mesure de la déformation requise pour provoquer la rupture et est principalement reliée au processus de striction. Dû à l'état de contraintes plutôt complexe dans la région de la striction, la réduction de section est dépendante de la géométrie de la pièce et du comportement en déformation et ne devrait pas être considérée comme une propriété vraie du matériau. Cependant, selon Dieter, la réduction de section est le paramètre de ductilité le plus sensible à la structure du matériau et est donc très utile pour détecter les changements de qualité d'un matériau.

Suite aux résultats de ductilité obtenus, il serait intéressant de vérifier si le modèle proposé par Bui Quoc et al. (1971b) décrit bien la tendance observée. La figure 3.49

montre les résultats obtenus sur les éprouvettes normalisées et les prédiction obtenues du modèle de Bui Quoc (1971b) pour une déformation imposée de 0,15% et 0,35%.

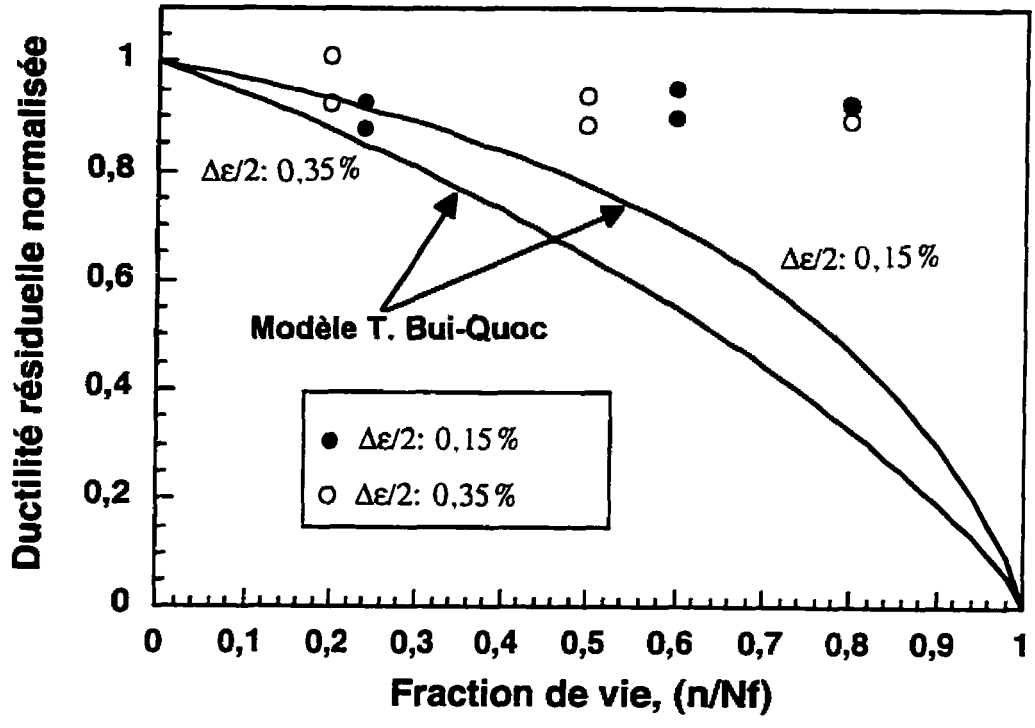


Figure 3.49 Comparaison entre les résultats obtenus et le modèle proposé par Bui Quoc (1971b), état normalisé.

La figure 3.49 représente l'évolution de la ductilité résiduelle normalisée en fonction de la fraction de vie. La ductilité résiduelle normalisée représente le ratio entre la ductilité vraie à la rupture d'un échantillon préalablement endommagé en fatigue et la ductilité vraie à la rupture d'un échantillon n'ayant subi aucun dommage en fatigue préalable. Il est à noter que la limite d'endurance a été choisie comme étant égale à 0,1%.

Les résultats obtenus avec les éprouvettes normalisées ne suivent pas la tendance prédite avec le modèle de Bui Quoc. En effet, le modèle prédit une perte graduelle de la

ductilité en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée tandis que les résultats obtenus indiquent une légère perte de ductilité à partir de 20% de vie en fatigue et cette perte ne s'accentue plus par la suite.

Il est inutile de refaire le même exercice pour l'état écroui, puisqu'il y a une augmentation de la ductilité plutôt qu'une diminution. Il est donc évident que le modèle serait inadéquat pour décrire le comportement observé avec les éprouvettes écrouies.

3.4.7 Variation de l'énergie de déformation à la rupture

La figure 3.50 présente la variation de l'énergie de déformation à la rupture en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée. Les résultats des essais TN15801 et TE15502 sont présentés à la figure 3.50, mais les points ne sont pas utilisés pour tracer les courbes de tendance.

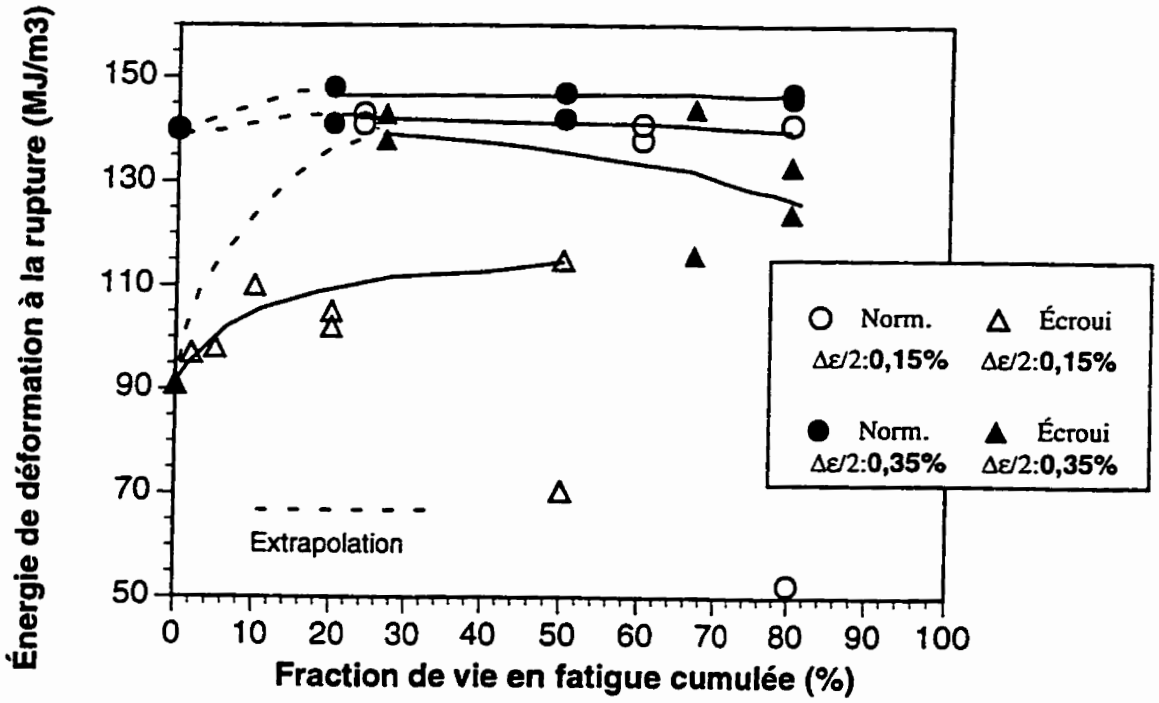


Figure 3.50 Variation de l'énergie de déformation en fonction de la fraction de vie en fatigue consommée.

Pour les éprouvettes normalisées ayant été fatiguées à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15$ et 0,35%, la mesure de l'énergie de déformation à la rupture ne donne aucune indication concernant l'endommagement. En effet, les valeurs mesurées se situent autour de celles mesurées pour des échantillons vierges. La seule exception est l'éprouvette TN15801 très fissurée qui donne une mesure d'énergie très faible (52,4 MJ/m^3) par rapport aux autres (environ 140 MJ/m^3).

Pour les éprouvettes écrouies, les mesures d'énergie montrent qu'il y a eu restauration des propriétés du matériau et que les éprouvettes cyclées à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$ sont davantage restaurées que celles cyclées à $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}15\%$. Cependant, comme c'est le cas avec les propriétés mesurées précédemment, la mesure de l'énergie de déformation ne varie pas en fonction de la fraction de vie consommée en fatigue.

L'effet des fissures semble encore une fois difficile à mettre en évidence. En effet, les éprouvettes TE35501, TE35802 et TE15502 présentaient des fissures en surface avant les essais de traction et leur mesure d'énergie de déformation est relativement faible. Par contre, les éprouvettes TE35801 et TE35502 présentaient elles aussi des fissures avant les essais de traction mais leur énergie de déformation est identique à celle d'échantillons non-fissurés.

La mesure de l'aire sous la courbe est fonction de σ_u, de l'allongement total, du taux de consolidation, etc. Il s'agit d'une mesure globale du comportement du matériau en traction. Il était attendu que cette propriété soit particulièrement révélatrice de l'état du matériau. De plus, les résultats de Zuchowski (1989) en fatigue oligocyclique, laissaient croire que l'aire sous la courbe variait en fonction du cumul de dommage. Les présents résultats ne vérifient pas cette tendance, mais ils suivent plutôt celle observée à partir de la mesure de l'ensemble des propriétés mécaniques en traction.

3.5 DISCUSSION

Les essais ont été réalisés sur de l'acier AISI 1012 dans deux états métallurgiques différents soient: l'état normalisé et l'état écroui. Le but principal du travail est de vérifier si le cumul de dommage en fatigue affecte de façon intrinsèque les propriétés mécaniques mesurées par essai de traction. En parallèle, la technique de réplique a été utilisée afin de révéler certaines caractéristiques qui pourraient permettre de mieux comprendre l'endommagement par fatigue.

Les points majeurs seront ici discutés, en tentant de résumer brièvement les résultats obtenus. Cette discussion est divisée en cinq parties afin d'alléger le texte. Tout d'abord, les résultats des essais effectués sur les éprouvettes normalisées puis écrouies seront discutés. Par la suite, l'effet de fissures majeures sur la variation des propriétés mécaniques sera analysé. Les observations par répliques seront ensuite discutées puis suivra un bref propos sur les difficultés à quantifier le dommage.

<u>État normalisé</u>

Dans le cas de l'acier normalisé, l'ensemble des résultats indiquent qu'il est très difficile de mesurer l'endommagement en fatigue par un essai de traction. Même si dans certains cas une légère variation des propriétés statiques a été notée, ces dernières ne variaient pas en fonction de la fraction de vie consommée en fatigue. Une seule exception est l'augmentation progressive de σ_y et σ_u avec le nombre de cycles, dans le cas où $\Delta\varepsilon/2$=0,35%. Cependant, ces augmentations sont relativement faibles l'une par rapport à l'autre et il serait difficile de quantifier le dommage à partir d'écarts d'environ 10 MPa sur

les mesures de σ_y et σ_u . De plus, même la présence de fissures de fatigue en surface des éprouvettes, lorsque ces dernières ne sont pas trop profondes, ne semble pas vraiment entraîner de variation supplémentaire des propriétés mécaniques. Ceci amène donc à croire que l'essai de traction, comme outil pour mesurer l'endommagement dans l'acier normalisé, n'est pas assez sensible.

Cette constance des propriétés mécaniques en fonction du cumul de dommage a au moins l'avantage de permettre un maintien de l'intégrité structurale d'une pièce malgré une vie en fatigue consommée relativement élevée. Par contre, cet avantage est en même temps un problème surnois. En effet, comme l'endommagement est à peu près impossible à détecter avant l'apparition de fissures de fatigue majeures, lorsque ces dernières apparaissent, la pièce est rendue à la fin de sa vie et les risques d'accidents de toutes sortes sont élevés.

État écroui

Dans le cas des aciers écrouis, les résultats démontrent que la fatigue a un effet dramatique sur les propriétés mécaniques. En effet, très tôt (2 à 5%) dans la vie en fatigue des éprouvettes, il se produit une chute importante des propriétés mécaniques due à la restauration du matériau. Des résultats similaires ont été obtenus par Winter (1975) sur le cuivre pur monocristallin et par Feltner et Laird (1967) sur le cuivre pur polycristallin.

Ceci met donc sérieusement en doute l'utilisation de matériaux écrouis pour la fabrication de pièces utilisées sous sollicitations dynamiques. En effet, même si les essais ont été effectués à des contraintes assez élevées et que souvent, dans la pratique, les

chargements cycliques ne se produisent pas dans ce domaine, aucune pièce n'est vraiment à l'abri d'une surcharge ponctuelle. Comme les résultats de la présente étude l'ont montré, une pièce d'acier AISI 1012, écrouie à un niveau comparable à celui considéré ici, n'aurait pas à subir beaucoup de surcharge pour commencer à montrer des signes de restauration importants ce qui, dans le cas d'une pièce jouant un rôle structural majeur, serait plutôt dangereux. Cependant, il faut mentionner que tous les essais ont été réalisés sur des éprouvettes ayant subi le même taux d'écrouissage. Il est possible que pour une structure écrouie davantage, la tenue en fatigue soit meilleure due à une plus grande stabilité de la microstructure ou vice versa. De plus, pour un autre matériau, il est possible que la structure écrouie soit plus stable, ce qui est fort possible avec des matériaux possédant une faible énergie de faute d'empilement.

L'écrouissage est une forme d'endommagement du matériau. Par contre, cet endommagement semble être en partie réversible puisqu'il y a restauration partielle des propriétés du matériau sous chargement cyclique. Il y a donc ici un effet antagoniste en ce sens que la fatigue entraîne un cumul de dommage, dont les traces laissées à la surface des éprouvettes ne laissent aucun doute, et, en parallèle, ce même chargement cyclique annule une partie de l'endommagement crée par l'écrouissage. Ceci amène à considérer que le cumul de dommage en fatigue et l'endommagement par écrouissage sont deux phénomènes distincts.

L'essai de traction peut donc s'avérer un outil fort utile pour vérifier si une pièce écrouie est endommagée ou non. Par contre, cette restauration des propriétés se produit rapidement, puis reste constante pour la majeure partie de la vie de la pièce (2 à 80% de la vie en fatigue), c'est-à-dire jusqu'à l'apparition de fissures suffisamment importantes pour

faire chuter les propriétés mécaniques. Ce type de comportement rend très difficile l'utilisation de technique comme l'essai de traction pour détecter le cumul de dommage de façon quantitative dans les matériaux écrouis.

Présence de fissures majeures

Les résultats ont aussi montré que le cumul de dommage en fatigue, lorsqu'il est très sévère (échantillon très fissuré), affectent de façon importante les propriétés mécaniques du matériau, qu'il soit à l'état écroui ou normalisé. Cette diminution des propriétés n'est cependant qu'apparente. En effet, lorsque les fissures de fatigue se propage de façon notable vers l'intérieur de l'éprouvette, il y a diminution de la section portante réelle de l'éprouvette, ce qui a comme conséquence de faire chuter σ_y et σ_u. Pour ce qui est des pertes de ductilité, l'effet des fissures est très mal connu. Il est possible que ces dernières, lorsqu'elles sont de taille importante et qu'elles diminuent la section réelle de l'éprouvette, puissent entraîner une striction prématurée du ligament résiduel et ainsi réduire l'allongement uniforme et par le fait même l'allongement total. Néanmoins, cette étape ultime dans la vie du matériau n'est pas intéressante du point de vue pratique puisque la pièce est déjà dans un état de détérioration très avancé. Le domaine où il serait intéressant de pouvoir quantifier le cumul de dommage en fatigue est la période s'étendant du début de la vie en service de la pièce jusqu'à la présence de fissures de fatigue assez importantes pour pouvoir être détectées par un simple examen visuel. La majorité de nos essais ont été effectués dans cet intervalle de vie.

Répliques

Les répliques offrent peut-être une perspective intéressante. En effet, les résultats de cette étude ont montré que la microstructure évoluait en fonction du cumul de dommage, mais que cette évolution était aussi fonction de l'amplitude de déformation imposée. Ceci complique l'utilisation des répliques pour l'évaluation de l'endommagement par fatigue. Néanmoins, il est possible de créer des abaques de microstructures en fonction du cumul de dommage, pour un niveau de chargement ou de déformation donné. À partir de ces abaques, il serait ensuite possible de déterminer de façon assez précise la vie résiduelle en fatigue d'une pièce, connaissant à peu près les conditions en service. Avec des techniques comme l'analyse d'images, la précision des mesures pourrait être augmentée grâce au plus grand nombre de champs analysés.

L'étude de Bataille et Magnin (1994) a montré que les microfissures naissaient de façon aléaoire et se propageaient de façon plus ou moins continue en fonction de leur environnement, c'est-à-dire la densité de fissures voisines et la proximité des joints de grain. Cette naissance aléatoire des microfissures serait d'ailleurs à l'origine de la dispersion statistique de la vie en fatigue. Par une modélisation numérique, Bataille et Magnin (1994) ont pu montrer qu'une petite différence dans la densité de microfissures entraîne des vies en fatigue différentes. Donc, la densité de microfissures et ultimement, de fissures, serait une mesure quantitative du cumul de dommage en fatigue. Dans ce cas, les répliques deviennent un outil de mesure du cumul de dommage extrêmement intéressant puisqu'elles permettent de bien voir les microfissures en surface du matériau.

Les répliques sont faciles à utiliser; elles nécessitent peu de matériel et sont peu coûteuses. De plus, il s'agit d'une technique non-destructive. Un des problèmes qui peut se poser est que l'utilisation d'un abaque de microstructure nécessite la connaissance des conditions en service, ce qui n'est pas toujours facile à déterminer. Cependant, deux conditions de déformation imposée très différentes l'une de l'autre ont été étudiées et seulement de légères différences dans les microstructures fatiguées ont été notées. Dans la pratique, du moins pour la majorité des pièces en service d'Hydro Québec, les chargements se situent idéalement autour de la limite d'endurance et dépassent rarement la limite d'élasticité. Dans ce cas, il est probable que l'évolution de la microstructure soit très semblable, quel que soit le niveau de chargement et il est alors possible de créer un seul abaque pour un type de pièce donné.

Un autre problème potentiel dans l'utilisation des répliques comme méthode de quantification du dommage, est la présence d'une couche de galvanisation recouvrant la surface des pièces à analyser. En effet, la présence de cette couche cache complètement la microstructure et donc la présence possible de microfissures. Cependant, il y a peut être un moyen de dissoudre cette couche de zinc sans faire disparaître les caractéristiques du dommage par fatigue. Des essais avec divers types de produits capables de faire disparaître le zinc permettraient de le confirmer.

Difficultés à quantifier le dommage

Lemaître (1986), qui a beaucoup étudié le cumul de dommage sous toutes ses formes et a tenté de le modéliser par des équations constitutives, mentionne que la fatigue présente un problème majeur. Il attribue cela au niveau élevé de localisation du dommage. Par exemple, il mentionne qu'en fatigue-endurance une variable représentant le "dommage continu" varie presque comme une fonction de dirac. L'axe de recherche que Lemaître privilégie est semblable à celui proposé ici, à savoir une étude approfondie des mécanismes de fatigue mais principalement de l'endommagement en surface; pour Lemaître, ceci a pour but de modéliser l'endommagement par une variable discontinue.

Les résultats de ces travaux permettent donc de faire une mise en garde aux utilisateurs de l'abaque de perte de ductilité en fonction du cumul de dommage réalisé à l'IREQ. En effet, les présents travaux ont montré que le cumul de dommage en fatigue n'affecte pas ou très peu les propriétés mécaniques de l'acier AISI 1012 à l'état normalisé. Dans le cas de l'acier AISI 1012 à l'état écroui, le cumul de dommage en fatigue affecte de manière intrinsèque les propriétés mécaniques, mais cet effet se produit tôt dans la vie en fatigue et n'évolue plus par la suite, à moins que des fissures majeures ne soient présentes. Ceci amène à croire que la perte de ductilité observée à l'IREQ en fonction du cumul de dommage en fatigue est apparente et qu'elle est fonction de d'autres facteurs comme le fini de surface très endommagé des brins de conducteurs et leur petit diamètre, ce qui rend l'essai de traction plus sensible aux phénomènes de surface. Ces abaques devraient donc être utilisés seulement pour des brins de conducteurs de même type que ceux avec lesquels l'abaque a été conçu.

3.6 CONCLUSIONS

Dans ce troisième chapitre, les comportements en traction monotone et en fatigue du matériau à l'état écroui et normalisé ont été analysés. Entre autres, les changements de comportements en fatigue en fonction de la déformation imposée durant l'essai ont été étudiés et les particularités associées à la présence du palier de Lüder ont été soulignés. Ensuite, le comportement en fatigue pour l'état écroui a été comparé à celui pour l'état normalisé; il a été mis en évidence que la déformation plastique était le paramètre contrôlant la durée de vie en fatigue.

Par la suite, les observations microstructurales réalisées sur des éprouvettes à fraction de vie ont été présentées. La présence de bandes de glissement, d'intrusions-extrusions, de microfissures et de fissures a été notée; ces dernières sont les signes caractéristiques de l'endommagement par fatigue. Ainsi, l'évolution de la microstructure en fonction du cumul de dommage en fatigue a pu être suivie.

Dans un troisième temps, les résultats des essais à fraction de vie ont été présentés. Pour l'état normalisé, le cumul de dommage a eu un certain effet sur les propriétés mécaniques, mais cet effet était faible et donc difficilement mesurable. Pour l'état écroui, l'endommagement par fatigue a causé une restauration importante des propriétés mécaniques. Les changements dans ces propriétés étaient suffisamment grands pour pouvoir être facilement mesurés par un essai de traction. Malheureusement, dans les deux cas (écroui et normalisé), les changements observés n'étaient pas fonction du cumul de dommage, c'est-à-dire qu'ils se produisaient avant 20% et parfois même avant 2% de vie en fatigue cumulée. Par la suite, les propriétés ne semblaient plus varier.

CONCLUSION

L'objectif principal de ce projet était de vérifier si le cumul de dommage en fatigue affecte de façon intrinsèque les propriétés mécaniques mesurées par essai de traction. L'endommagement au niveau microstructural a été étudié, à l'aide de la technique de réplique, afin de mieux comprendre le phénomène d'endommagement par fatigue. Ce projet devait servir de support théorique aux travaux réalisés à l'IREQ dans le cadre du projet "Évaluation de la vie résiduelle des conducteurs de lignes de transport à Hydro Québec".

La démarche suivie a d'abord été de vérifier dans la littérature quels types de travaux avaient été effectués sur le sujet et quels étaient les résultats obtenus. Il a rapidement été réalisé que le sujet avait été très peu étudié et que les résultats obtenus étaient peu concluants.

Les présents travaux réalisés sur l'acier AISI 1012 à l'état normalisé et à l'état écroui ont permis de tirer les conclusions suivantes:

- Sur l'acier normalisé, le cumul de dommage en fatigue entraîne une légère perte de ductilité mais cette perte est constante, du moins à partir de 20%, et elle n'est pas fonction du cumul de dommage en fatigue. Les propriétés mécaniques telles σ_y et σ_u ne sont que très peu affectées par le cumul de dommage en fatigue, sauf pour une amplitude de déformation de $\Delta\varepsilon/2 = 0{,}35\%$, où il y consolidation progressive du matériau et donc

augmentation graduelle de σ_y et σ_u. Cependant, l'augmentation de ces deux dernières valeurs est trop faible pour pouvoir quantifier adéquatement le dommage.

- Sur l'acier écroui, le cumul de dommage en fatigue cause une restauration des propriétés, ce qui entraîne une diminution marquée de σ_y et σ_u et une augmentation de la ductilité. Cependant, ces changements surviennent tôt dans la vie, du moins à partir de 2% de vie consommée, et ils ne sont pas fonction du cumul de dommage en fatigue.

L'essai de traction, comme mesure du cumul de dommage en fatigue, n'est certes pas un outil pratique dans le cas de l'acier AISI 1012 normalisé. En effet, les variations des propriétés sont faibles et donc difficiles à mesurer précisément. De plus, comme cette variation des propriétés se produit seulement au début du cyclage, l'essai de traction ne permet pas de dire quelle est la fraction de vie consommée en fatigue.

Dans le cas de l'acier AISI 1012 écroui, l'essai de traction peut s'avérer utile pour déterminer s'il y a eu endommagement par fatigue ou non. En effet, les changements de propriétés sont suffisamment grands pour pouvoir être mesurés par un simple essai de traction. Cependant, comme dans le cas de l'acier normalisé, la variation des propriétés survient tôt dans la vie et donc l'essai de traction ne permet pas de déterminer la fraction de vie consommée en fatigue.

Les observations microstructurales à l'aide de répliques ont donné des résultats beaucoup plus prometteurs. En effet, elles ont montré une évolution de la microstructure avec l'endommagement en fatigue. Cette évolution se traduit d'abord par une augmentation de la densité de bandes de glissement, puis par l'apparition de microfissures

dont la taille et le nombre augmentent avec le cumul de dommage. Les répliques, qui sont un outil de travail peu dispendieux, facile à utiliser et qui donne d'excellents résultats, sont donc une avenue de recherche intéressante puisqu'elles permettent de bien voir les différents paramètres microstructuraux reliés à la fatigue. Cependant, certains aspects comme la présence de galvanisation, restent encore à étudier afin de déterminer si les répliques sont une méthode d'analyse réellement utilisable dans la pratique.

Les résultats obtenus permettent donc de faire une mise en garde aux utilisateurs de l'abaque de perte de ductilité en fonction du cumul de dommage en fatigue. En effet, les présents travaux indiquent que la perte de ductilité observée à l'IREQ en fonction du cumul de dommage en fatigue est apparente et qu'elle est fonction de d'autres facteurs tels le fini de surface très endommagé des brins de conducteurs et leur petit diamètre. Ces abaques devraient donc être utilisés seulement pour des brins de conducteur de même type que ceux avec lesquels l'abaque a été conçu.

RECOMMANDATIONS

Il serait intéressant d'étudier l'effet du taux d'écrouissage sur la stabilité du matériau en fatigue. En effet, les présents résultats ont été obtenus pour un seul niveau de déformation, soit 15,5% et il est fort probable que la stabilité de la microstructure en fatigue soit influencée par le niveau d'écrouissage.

Au cours de ce travail, nous avons vu que la fatigue est un phénomène très complexe se produisant, pour la majorité de la vie en fatigue, à la surface du matériau, sur une très faible épaisseur. Lorsque les fissures deviennent visibles à l'oeil nu et commencent à se propager, la pièce est dans un état de détérioration très avancée et il est alors souvent urgent de la remplacer. Du point de vue pratique, il apparaît donc très important de pouvoir évaluer le cumul de dommage dans une pièce avant d'être rendu à ce stade critique. L'essai de traction comme méthode de mesure semble trop "grossier" pour pouvoir détecter ces petits changements en surface. Néanmoins, il serait bon de refaire l'étude du cumul de dommage en fatigue, mais cette fois sur des éprouvettes de diamètre plus petit. Il est probable que l'essai de traction soit alors plus révélateur puisque l'effet de surface est plus important sur un échantillon de petite dimension.

À notre avis, les techniques qui permettront d'évaluer le cumul de dommage en fatigue de façon quantitative, seront des techniques mesurant de fines modifications superficielles sur une pièce en service. La technique de répliques semble être une avenue intéressante pour mesurer le cumul de dommage en fatigue et elle mérite une étude plus approfondie. Dans ce travail, nous avons utilisé les répliques à titre plutôt exploratoire

mais la facilité d'exécution, le faible coût et la précision des résultats obtenus font de cette technique une avenue prometteuse dans le développement d'une méthode simple pour détecter le cumul de dommage en fatigue. Il serait bon de raffiner davantage la technique, notamment au point de vue des supports pour l'observation qui ne permettent pas d'aller à fort grossissement avec le microscope optique à cause du trop grand relief des échantillons. De plus, la mise au point d'une technique d'analyse d'images rendrait l'outil encore plus performant. Enfin, une étude sur la préparation des surfaces à analyser serait très importante, puisqu'elle permettrait de déterminer si la méthode est utilisable ou non dans la pratique.

RÉFÉRENCES

ABDEL-RAOUF, H., TOPPER, T.H. (1977), "Cyclic Plasticity and Masing Behavior in Metals and Alloys", Fracture, vol. 2, pp 1207-1215.

AMZALLAG, C., BERNARD, J.L., RABBE, P., TANON, A. POLISSIER (1981), "Deriving a Design Fatigue Resistance Curve for Analyzing Crack Initiation", Conference: Advances in fracture research (Fracture 81), vol.2, Cannes, France, 29 mar.-3 apr 1981.

ANANTHAN, V.S., HALL, E.O. (1991), "Macroscopic Aspects of Lüders Band Deformation in Mild Steel", Acta Metallurgica et Materialia, vol.39, no.12, pp 3153-3160.

ASM (1978), "Properties and Selection: Irons and Steels", Metals Handbook, ninth edition, E-U.

ASTM (1980), "Constant-Amplitude Low-Cycle Fatigue Testing", vol. 03.01, Designation E606-80.

ASTM (1984), "Standard Practice for Conducting Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials", vol. 03.01, Designation E466-82.

ASTM (1985), "Verification and Classification of Extensometers", vol. 03.01, Designation E83-85.

BATAILLE, A., MAGNIN, T. (1994), "Surface Damage Accumulation in Low-Cycle Fatigue: Physical Analysis and Numerical Modelling", Acta Metallurgica et Materialia, vol. 42, no.11, pp 3817-3825.

BATHIAS, C., BAÏLON, J-P. (1980), "La Fatigue des Matériaux et des Structures", Ed. Les Presses de l'Université de Montréal, Québec, 547 pages.

BLANCHETTE, Y., NGUYÊN-DUY, P. (1996), "Étude de problèmes de fatigue rencontrés dans certaines composantes de ligne de transport", Rapport IREQ 96-265, à paraître.

BUI QUOC, T., JULIEN, D., BERNARD, M., NGUYÊN-DUY, P. (1995), "Effect of Fatigue Damage on the Ductility and Tensile Strength of Stranded Steel Wires", Int. Conf. on Mech. of Solids and Mat. Eng., proceedings vol. C, pp 771-777.

BUI QUOC, T., DUBUC, J., BAZERGUI, A., BIRON, A. (1971a), "Cumulative Fatigue Damage Under Stress-Controlled Conditions", ASME J. of Basic Engineering, vol. 93, pp 691-698.

BUI QUOC, T., DUBUC, J., BAZERGUI, A., BIRON, A. (1971b), "Cumulative Fatigue Damage Under Strain-Controlled Conditions", J. of Materials, ASTM, vol. 6, no.3, pp 718-724.

CAZAUD, R., RABBE, P., POMEY, G., JANSSEN, C. (1969), "La Fatigue des Métaux", Ed. Dunod, Paris, 622 pages.

CHRIST, H.J., MUGHRABI, H. (1992), "Microstructure and Fatigue", Elsevier Science Publishers Ltd., pp 56-69.

DE FERRI (1979), "Metallographia", Verlag Stahleisen M.B.H. Düsseldorf, Commision des Communautés Européennes, Bruxelles, vol.5, 445 pages.

DIETER, G.E.(1986), "Mechanical Metallurgy", third edition, McGraw-Hill, E-U, 751 pages.

DICKSON, Y. (1992), "Défaillance et Rupture des Matériaux", notes de cours, École Polytechnique de Montréal.

ENGLISH, A.T., CHIN, G.Y., WONSIEWICZ, B.C. (1967), "Structures Resulting from Plastic Deformation", Metals handbook, vol. 8, 8th Ed., pp 212-216.

ESSMANN, U., MUGHRABI, H. (1979), "Annihilation of Dislocations During Tensile and Cyclic Deformation and Limits of Dislocations Densities", Philos. Mag., vol. 40, no. 6, pp 731-756.

FELTNER, C.E., LAIRD, C. (1967), "Cyclic Stress-Strain Response of F.C.C. Metals and Alloys-I Phenomenological Experiments", Acta Metallurgica, vol.15, october , pp 1621-1632.

FELTNER, C.E., MORROW, J.D. (1961), "Microplastic Strain Hysteresis Energy as a Criterion for Fatigue Failure", Trans. ASME, J. Basic Eng., v ol. 83, pp 15-22.

FURAYA, Y., SHIMADA., H. (1986), "Fatigue Crack Initiation from Notch Root (Local-Strain Damage Accumulation Process on Crack Initiation)", Engineering Fracture Mechanics, vol.23, no.6, pp 983-989.

FRANÇOIS, D. (1983), "Rupture and Damage", Soudage Tech. Connexes, vol. 37, no. 9-10, pp 315-322.

GALLET, G., LIEURADE, H.P. (1978), "Prediction of the Plastic Fatigue Behavior of Constructional Steels from their Tensile Properties", Rev. Metall., vol.75, no 1, pp 37-49.

GROSSKREUTZ, J.C. (1971), "Mechanisms of Metal Fatigue. PT.1", Physica Status Solidi B, vol. 47, no.1, pp 11-31.

HEMPEL, M.(1956), "Metallographic Observations on the Fatigue of Steels", International Conference on Fatigue of Metals, Ed. Inst. of Mech. Eng., London.

HERTZBERG, R.W. (1983), "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", John Wiley & Sons, U.S., 697 pages.

JHANSALE, H.R., TOPPER, T.H. (1973), "Engineering Analysis of the Inelastic Stress Response of a Structural Metal Under Variable Cyclic Strains", ASTM STP-519, pp 246-270.

KARABIELL, A., REICHELL, U. (1993), "Low-Cycle Fatigue Propreties of Microalloyed Medium Carbon Precipitation Hardening Steels in Comparision of Quenched and Tempered Steels", Steel Research, vol. 64, no. 8-9, pp. 425-430, aug.-sep. 1993.

KLESNIL, M., HOLZMANN, M., LUKAS, P., RYS, P., (1965), "Some Aspects of the Fatigue Process in Low Carbon Steel", J. Iron Steel Inst., vol 203, pp 47-53.

KLESNIL, M., LUKAS, P. (1965), "Dislocation Arrangement in the Surface Layer of α-Iron Grains During Cyclic Loading", J. Iron Steel Inst., vol 203, pp 1043-1048.

KLESNIL, M., LUKAS, P. (1967), "Fatigue Softening and Hardening of Annealed Low-Carbon Steel", J. Iron Steel Inst., vol 205, pp 746-749.

KRAMER, I.R.(1974), "Mechanism of Fatigue Failure", Metall. Trans., vol. 5, pp 1735.

KUHLMANN-WILSDORF, D., LAIRD, C. (1980), "Breakdown of Loop Patches and Formation of Persistent Slip Bands and of Dislocations Cells", Mater. Sci. Eng. vol. 46, p. 209.

LEFEBVRE, D., ELLYIN, F. (1984), "Cyclic Response and Inelastic Strain Energy in Low Cycle Fatigue", Int. J. Fatigue , pp 9-15.

LEMAITRE, J., MORCHOISNE, Y., MONTHULET, A., NOPPE, J.M., RIVIÈRE, C. (1970), "Influence de l'Endommagement de Fatigue sur les Caractéristiques de Résistance des Matériaux", Rech. Aérospt., no. 5, pp 274-276.

LEMAITRE, J., CHABOCHE J.L.(1978),"Aspect Phénoménologique de la Rupture par Endommagement", J. de Mécanique Appl., vol.2, no.3, pp 317-365.

LEMAITRE, J., (1986), "Mechanics of Damage and Fatigue", Eng. Fract. Mech., vol. 25, no. 5-6, pp 523-537.

LEMAITRE, J., DUFAILLY, J. (1987), "Damage Measurements", Eng. Fract. Mech., vol. 28, no. 5/6, pp 643-661.

LOZINSKIY, M.G., ROMANOV, A.N. (1967), "Evaluation of the Damage of Commercial Iron During Fatigue Tests at 20 to 800°C", Russ. Met. vol. 1, traduction, pp 51-57.

MARTIN, D.E. (1961), "An Energy Criterion for Low Cycle Fatigue", Trans. ASME, J. Basic Engng., vol. 83, pp 565-571.

MICHALAK, J.T. (1967), "Plastic Deformation Structures in Iron and Steel", Metals Handbook, vol. 8, 8th Ed., pp 218-220.

MUGHRABI, H., (1985), "Dislocations and Properties of Real Materials", Inst. of Metals, pp 244-262.

NELSON, P.G., WINLOCK, J. (1949), "A Method of Determining the Percentage Elongation at Maximum Load in the Tension Test", ASTM Bull., vol. 156, p.53.

NGUYÊN-DUY, P., BOISVERT, S., CORRIVEAU, R., BLANCHETTE, Y., HAJJAR, Z., LANOUETTE, C. (1994), "Méthodologie pour Évaluer l'État Actuel des Conducteurs Soumis à l'Endommagement par Fatigue", Rapport IREQ 94-130.

NGUYÊN-DUY, P., BOISVERT, S., BACON, I. (1996), "Procédures d'Évaluation de l'Endommagement et Détermination de la Vie Résiduelle des Conducteurs Aériens", à paraître.

NGUYÊN-DUY, P., BOISVERT, S. (1996), "Évaluation de l'Endommagement et Détermination de la Vie Résiduelle du Circuit Thetford-Kingsey", à paraître.

ONG, J.H. (1993), "An Evaluation of Existing Methods for Prediction of Axial Fatigue Life from Tensile Data", Int. J. of Fatigue, vol. 15, no 1, pp 13-19.

SHI, M., JIANG, M. (1993), "Investigation of the Ductile Damage Evolution Law of High-Cycle Fatigue", Engineering Fracture Mechanics, vol. 46, no.3, pp 393-397.

VIVENSANG, M., GANNIER, A. (1994), "Interprétation Microstructurale du Comportement de deux Types d'Acier 35CD4 en Cumul de Dommage en Fatigue à Grand Nombre de Cycles", La revue de métallurgie-CIT, vol. 91, no. 12 , pp 1787-1796.

WEISS, M.P. (1993), "Use of Classification Zones for Fatigue Behavior in Steels-2", Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME, vol. 115, pp 380-384.

WINTER, A.T. (1975), "Work Hardening and Fatigue of Single Cristals of Copper", Phil. Mag., vol. 31, no. 2, pp 411-417.

ZUCHOWSKI, R., KORUSIEWICZ, L. (1984), "Experimental Verification of Failure Criterion Based on Specific Strain Work", Pozprawy Inzynierskie, vol. 32, no. 4, pp 537-544.

ZUCHOWSKI, R. (1989), "Specific Strain Work as both Failure Criterion and Material Damage Measure", Int. J. of Struct. Mech. and Mat. Science, vol. 7, no. 4, pp 309-322.

ANNEXES

ANNEXE A

Courbe de traction d'une barre d'acier AISI 1012 à l'état normalisé

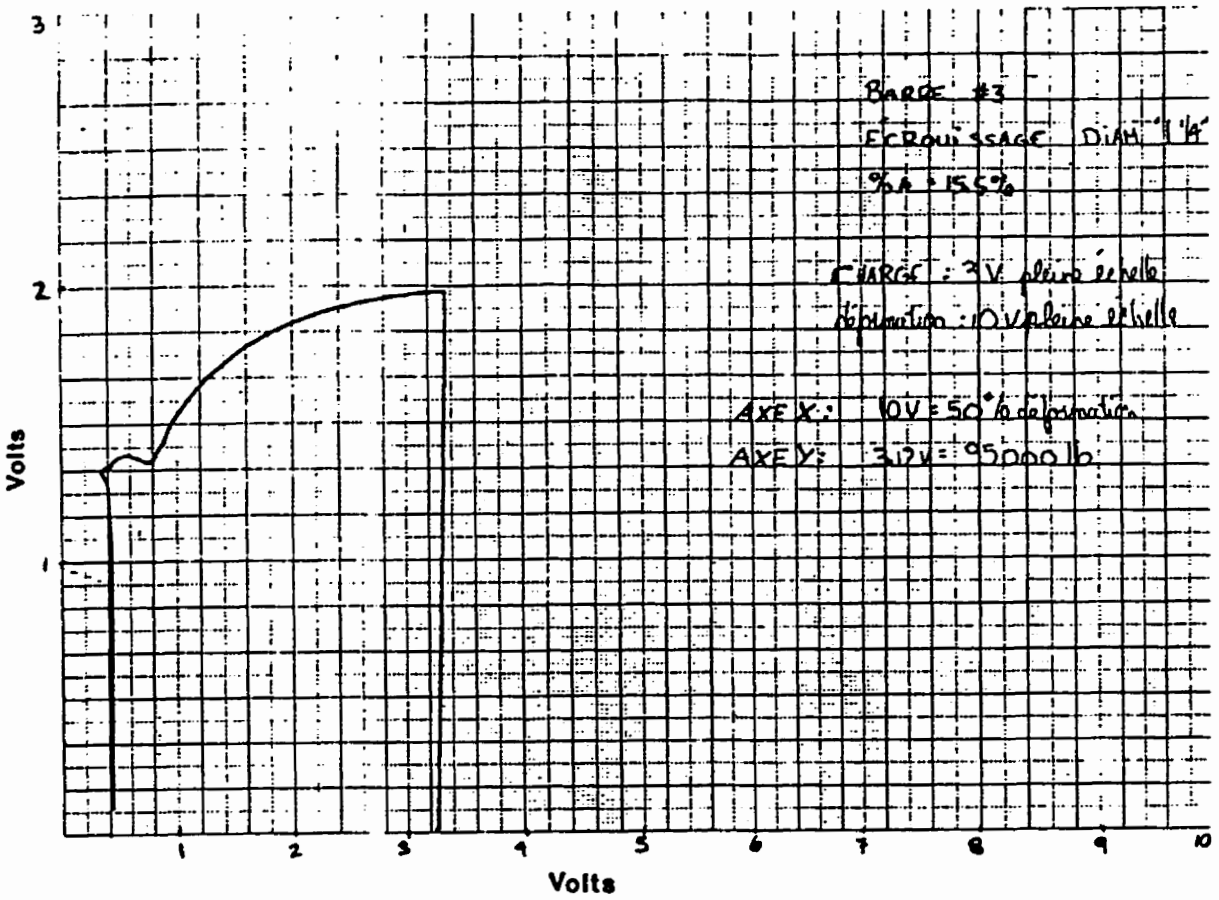


Figure A1 Courbe charge-déformation obtenue d'un essai de traction effectué sur une à barre d'acier AISI 1012 à l'état normalisé.

ANNEXE B

Paramètres d'essai de traction

Tableau B1 Paramètres utilisés pour les essais de traction.

PARAMÈTRES D'ESSAI	
Type d'essai	Tension
Vitesse de l'essai (mm/min)	3
Précharge (N)	98
Extensomètre oui (1) non (2)	1
Intervalles d'enregistrement (% pleine échelle)	0,2

ANNEXE C

Schéma du type d'éprouvette utilisée pour les essais de traction et de fatigue

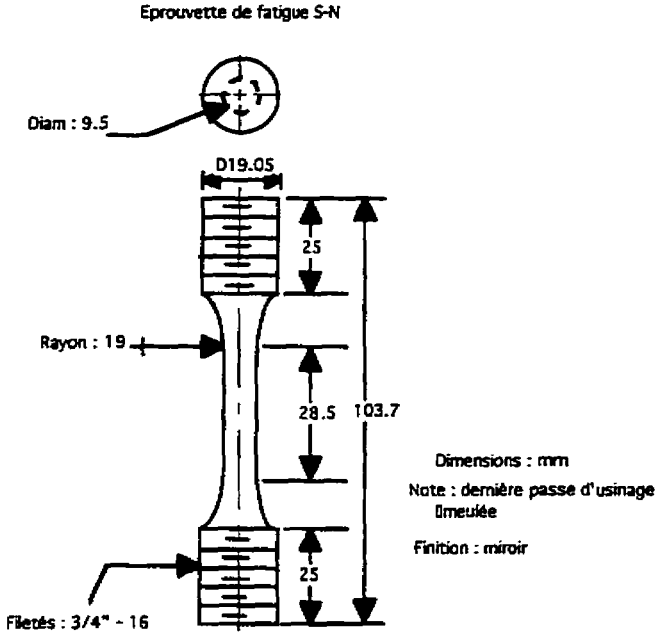


Figure C1 Éprouvette S-N utilisée pour les essais de traction et de fatigue.

ANNEXE D

Paramètres et montage utilisés pour les essais de fatigue

Tableau D1 Paramètres utilisés pour les essais de fatigue (ex: $\Delta\varepsilon/2$= 0,2%).

PARAMÈTRES D'ESSAI	
Code d'identification	SNPREP
Numéro de l'essai	1
Contrôle: déformation (1) ou charge (2)	1
Déformation max, $\Delta\varepsilon/2$(%)	0.2
Déformation min, $\Delta\varepsilon/2$ (%)	-0.2
Type de signal	Sinusoïdal
Point de départ 1-4 moyup-max-moydn-min	1
Fréquence (Hz)	1
Temps de la rampe initiale (sec)	10
Module d'élasticité (MPa)	196×10^3
Diamètre de l'échantillon (mm)	9,5

Tableau D2 Intervalles d'enregistrement des données durant les essais de fatigue.

INTERVALLES D'ENREGISTREMENT	
Durée de l'essai (cycles)	$1x10^7$
Intervalles d'enregis., cycles 20 à 100	10
Intervalles d'enregis., cycles 100 à 1000	100
Intervalles d'enregis., cycles 1000 à 10^4	1000
Intervalles d'enregis., cycles 10^4 à 10^5	10 000
Intervalles d'enregis., cycles 10^5à 10^6	100 000
Intervalles d'enregis., cycles $> 10^6$	10^6
Fichier Rapport	SN1REP
Fichier Boucles d'hystérésis	SN1LOOP

Figure D3 Montage utilisé pour les essais de fatigue.

ANNEXE E

Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués lors d'un essai en déformation contrôlée

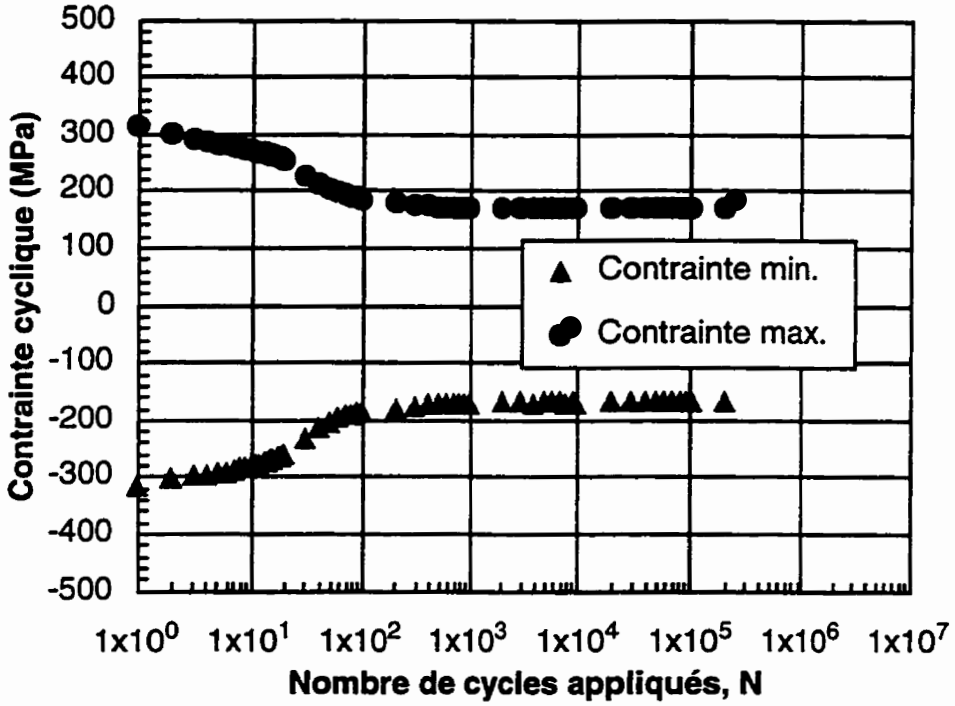


Figure E1 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012 à l'état normalisé, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0{,}15\%$.

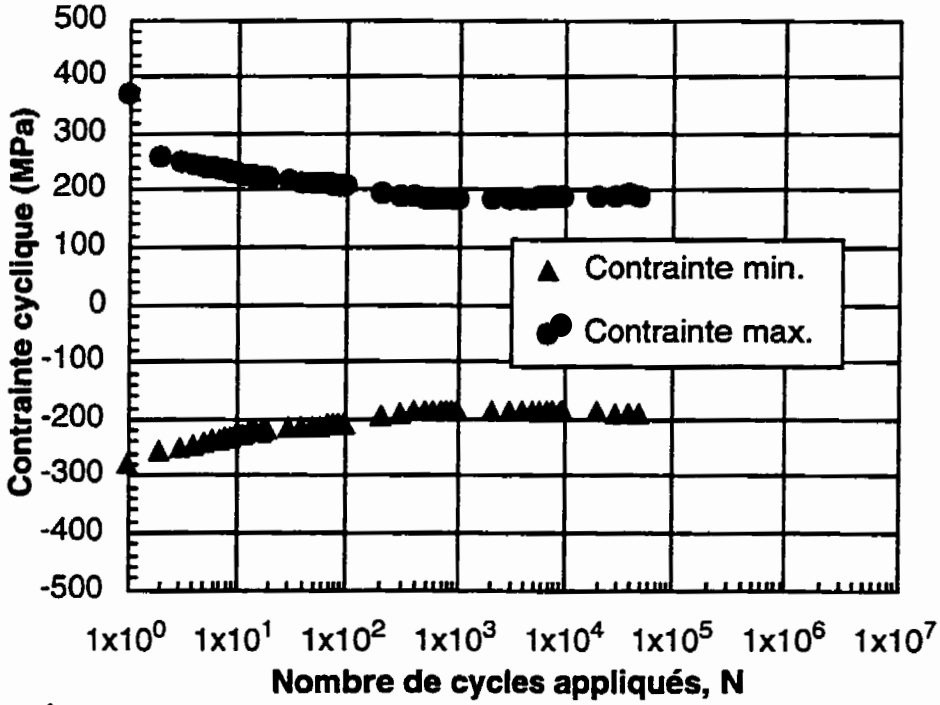


Figure E2 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012 à l'état normalisé, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0{,}2\%$.

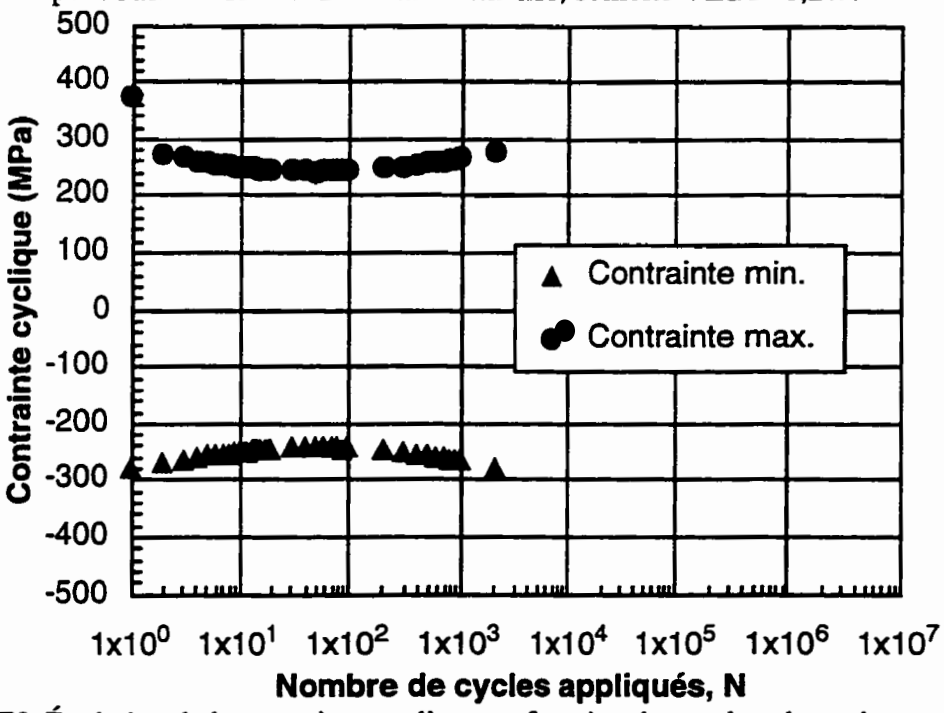


Figure E3 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012 à l'état normalisé, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0{,}5\%$.

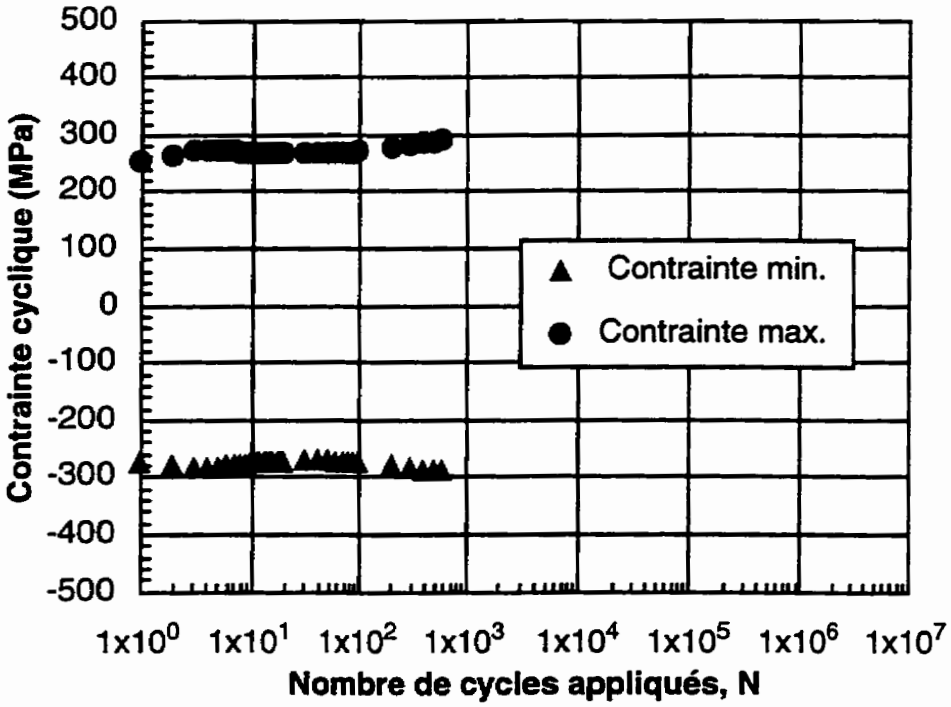


Figure E4 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012 à l'état normalisé, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,7\%$.

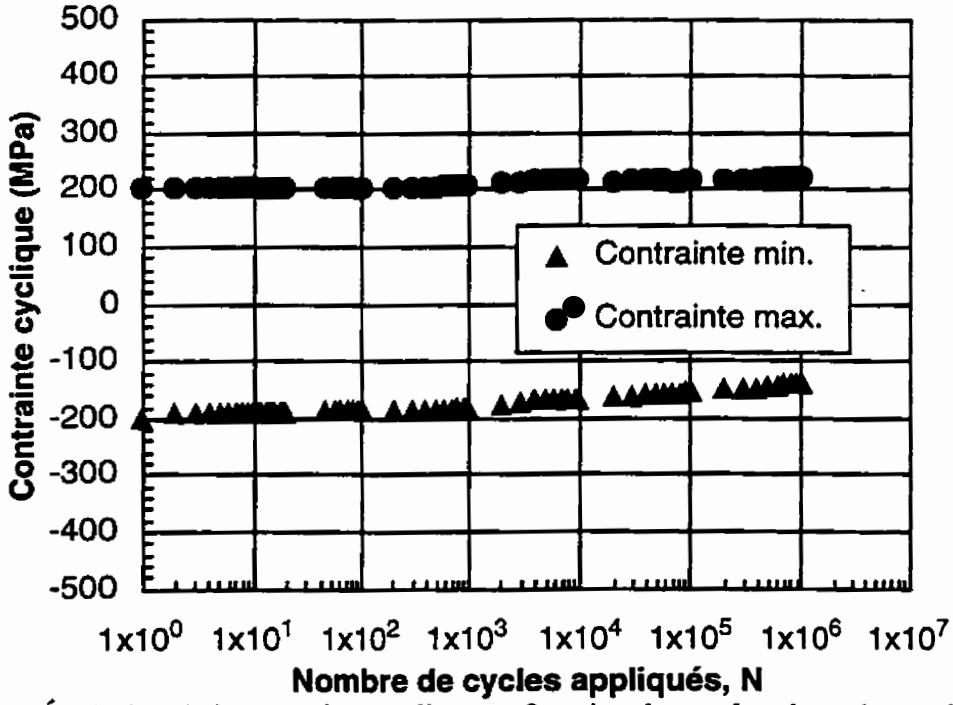


Figure E5 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012 à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,1\%$.

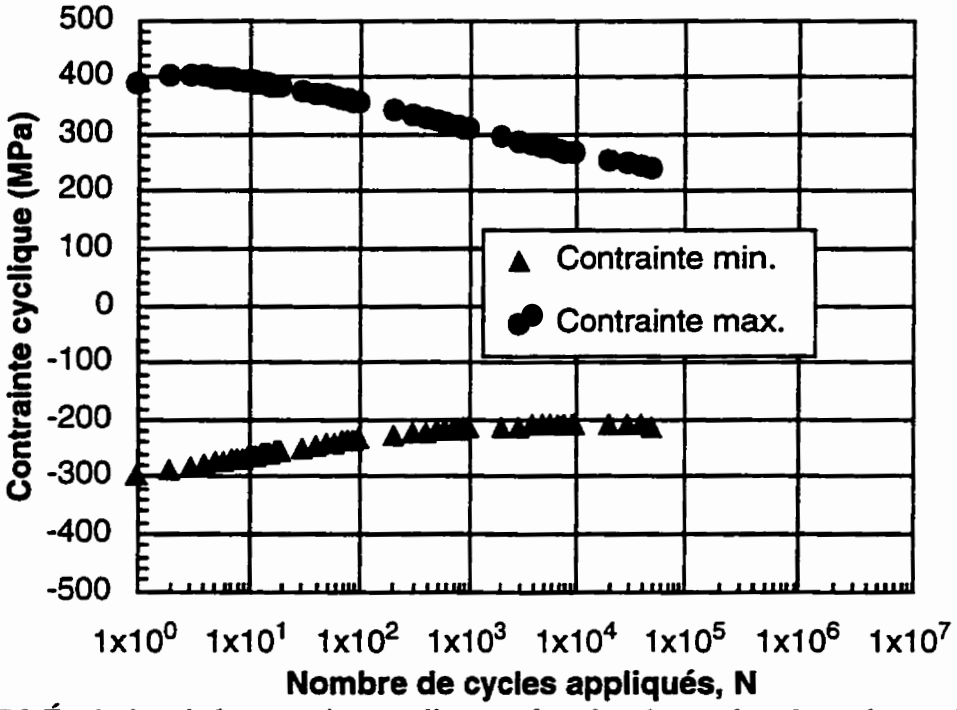


Figure E6 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqué pour l'acier AISI 1012 à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2$=0,2%.

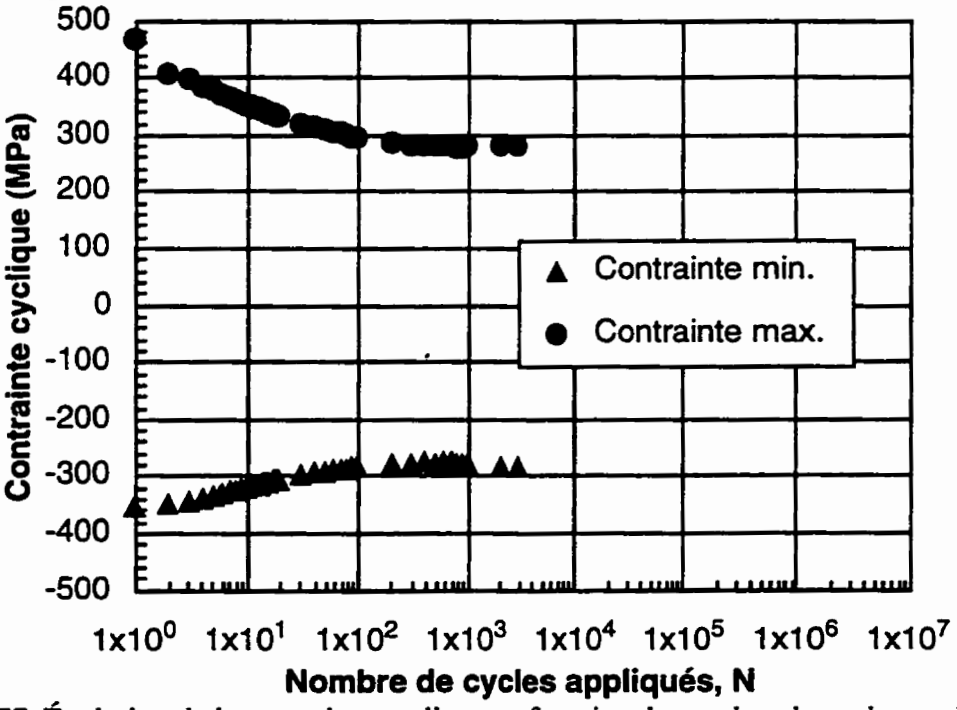


Figure E7 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012 à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2$=0,5%.

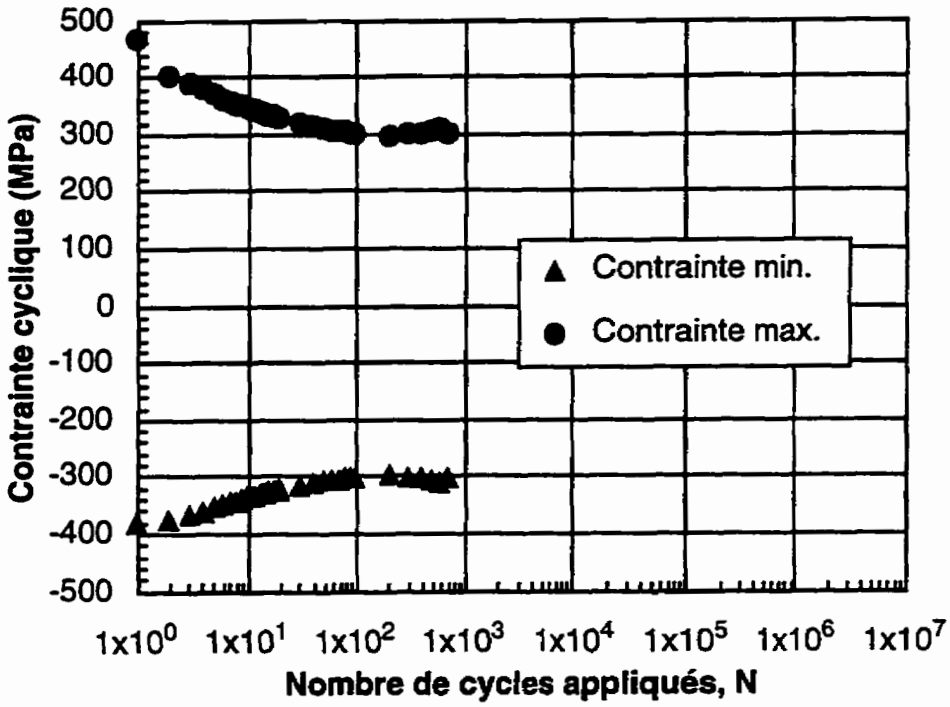
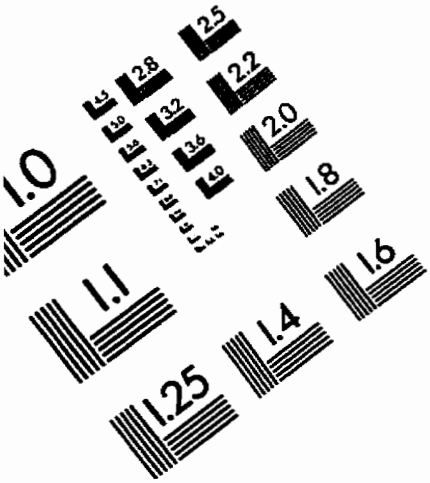
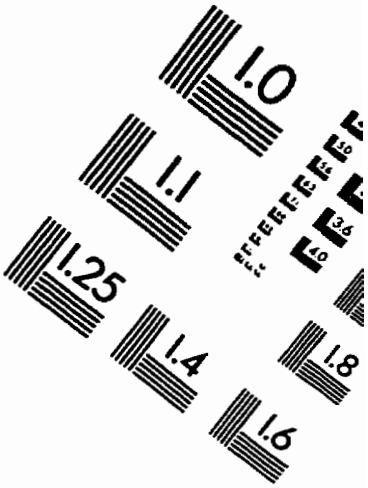
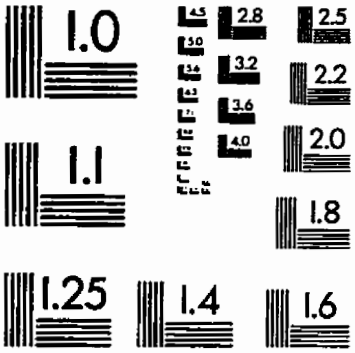


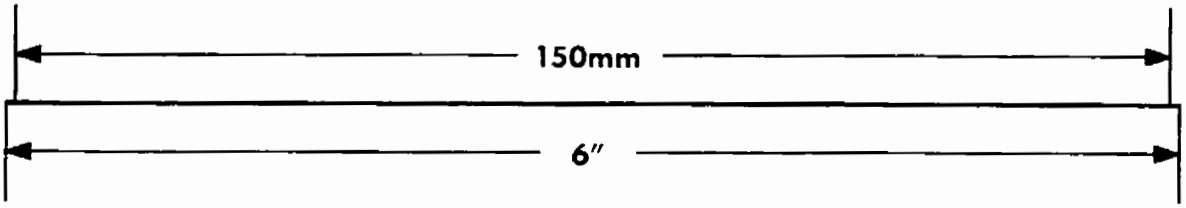
Figure E8 Évolution de la contrainte cyclique en fonction du nombre de cycles appliqués pour l'acier AISI 1012 à l'état écroui, sollicité à $\Delta\varepsilon/2=0,7\%$.

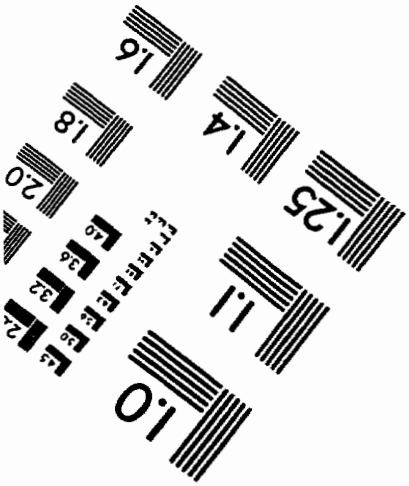
IMAGE EVALUATION TEST TARGET (QA-3)

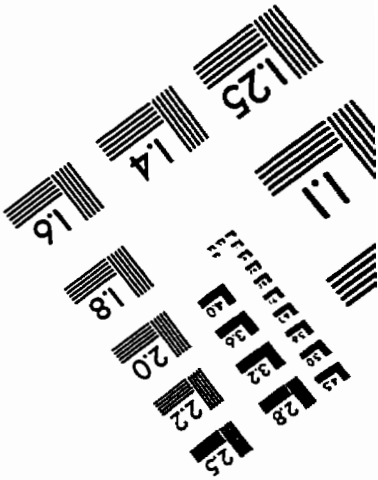










APPLIED IMAGE, Inc
1653 East Main Street
Rochester, NY 14609 USA
Phone: 716/482-0300
Fax: 716/288-5989

© 1993, Applied Image, Inc., All Rights Reserved