

Université de Lille I
Sciences et Technologies

THESE DE DOCTORAT

Présentée par

Pedro Vicente CADENAS HERRERA

Pour l'obtention du titre de

DOCTEUR EN MECANIQUE

**INFLUENCE DU PRE-ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE
ENDURANCE SUR LES PROPRIETES MECANQUES STATIQUES
D'UN ALLIAGE D'ALUMINIUM 6082-T6**

Soutenue le 12 mars 2009 devant le jury composé de :

M. Gérard MESMACQUE , Professeur, USTL-IUT-A, V. d'Ascq	Directeur
M. Jean Louis ROBERT , Professeur, UBP-IUT Montluçon, Clermont Ferrand	Rapporteur
M. Manuel MARTINEZ , Professeur, UCV, Caracas -Vénézuéla	Rapporteur
M. Lakdhar TALEB , Professeur, INSA, Rouen	Président
M. Abdelwaheb AMROUCHE , MdC HdR, IUFM, U. d'Artois	Examineur
M. Pascal GHYS , Responsable de Recherche, ALSTOM Transport, Petite Forêt	Examineur

Je dédie cette thèse à mon épouse Lenys
et à mes filles :
Synel, Daniela et Pierina
qui m'ont prodigué l'amour et le soutien nécessaires à
l'accomplissement de cette thèse

Remerciements

Cette étude a été réalisée au sein de l'équipe Mécanique et Matériaux IUT-A du Laboratoire de Mécanique de Lille, de l'Université des Sciences et Technologies de Lille (USTL), sous la direction conjointe de Monsieur Gérard MESMACQUE, Professeur à l'USTL et Monsieur Abdelwaheb AMROUCHE, Maître de Conférences HdR à l'IUFM - U. Artois.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à Monsieur Gérard MESMACQUE pour m'avoir accepté au sein de son équipe et toute ma reconnaissance pour avoir dirigé mon travail.

J'adresse mes remerciements tous particuliers à Monsieur Abdelwaheb AMROUCHE, qui m'a encadré tout au long de ce travail, notamment pour son implication, sa motivation, mais également pour ses conseils ainsi que les valeurs de rigueur et de professionnalisme qu'il a su me transmettre.

Je remercie Messieurs les Professeurs Jean-Louis ROBERT de l'IUT Montluçon de Clermont Ferrand et Manuel MARTINEZ de l'UCV Caracas -Vénézuéla pour avoir consacré une partie de leur temps à l'examen de ce travail et avoir accepté d'en être les rapporteurs.

Tous mes remerciements vont également à Monsieur Lakhdar TALEB et Monsieur Pascal GHYS qui ont bien voulu prendre le temps d'examiner ce travail et m'ont fait l'honneur de participer au jury de soutenance comme président et examinateur respectivement.

Je remercie le CDCH-UCV (Centre du Développement Scientifique et Humanistique de l'Université Centrale du Venezuela) pour le financement tout au long de mon séjour et le soutien apporté pour la présence de ma famille à mes côtés.

C'est chaleureusement que je tiens à remercier Monsieur Xavier DECOOPMAN (mi compadre) pour toute sa collaboration lors de la réalisation des essais expérimentaux de ce travail et pour la grande amitié que nous partageons dorénavant avec nos familles.

Je tiens à remercier Monsieur Karol JOZWIAK pour son apport et sa patience lors de longues observations microscopiques.

Je remercie profondément Monsieur Eli Saul PUCHI pour toute son aide et ses conseils lors de la réalisation de ce travail.

Je voudrais également exprimer toute ma reconnaissance à Mme Mélanie DESMEDTH qui m'a aidé à résoudre toutes les démarches administratives durant mon séjour à Lille.

J'exprime ma profonde gratitude à Martine, Bernard, Michel et Maamoun pour tous les services dont les doctorants bénéficient particulièrement à l'IUT-A.

Un grand merci à vous tous mes collègues et amis du laboratoire : Johnny, Bianca, Chen, Cosmin, Francine, Didier, David, Ulises, Aid, Laïd, Ali, Enrico, Adriana et Ruichum, qui, à un moment ou un autre, m'ont aidé par leur collaboration, leur sympathie ou leur amitié durant mon séjour au sein du laboratoire.

Enfin, un très chaleureux remerciement à toute ma famille et tous mes amis du Vénézuéla qui m'ont soutenu et encouragé durant cette thèse.

Résumé

Le travail proposé consiste à l'étude du pré-endommagement en fatigue endurance (High Cycle Fatigue) sur les propriétés mécaniques de traction, de ténacité et de microdureté d'un alliage d'aluminium 6082-T6. Ces travaux à forte dominante expérimentale ont nécessité la réalisation assez conséquente d'essais de fatigue en contrôle de charge ($R=0,1$) à différents pourcentages de la durée de vie (0-90%) et pour trois niveaux de contrainte maximale appliquée (200, 250 et 275 MPa). Le pré-endommagement est déterminé par la courbe S-N du matériau et la loi linéaire de Miner. Les éprouvettes avec les différents pré-endommagements sont utilisées pour les essais de traction monotone, de déchirure ductile et de micro-indentation. L'évolution des différentes propriétés en fonction du pré-endommagement est identifiée par rapport aux valeurs correspondant à l'état initial (sans pré-endommagement).

Les résultats montrent que les propriétés mécaniques de traction ne présentent pas d'évolution significative en fonction du pré-endommagement par fatigue alors que les propriétés critiques de ténacité diminuent avec le pré-endommagement. La perte de ténacité est d'autant plus accentuée que la contrainte maximale de pré-endommagement est faible. La diminution de la ténacité du matériau résulte à la fois de la présence de microfissures de fatigue qui se sont initiées aux joints de grains et de l'augmentation de la microdureté (durcissement). Cela se traduit par une modification d'un mode de rupture ductile, pour le matériau sans pré-endommagement, à un mode de rupture mixte ductile-fragile après le pré-endommagement. Sur la base de l'évolution des différentes propriétés mécaniques en fonction du pré-endommagement, des courbes d'iso-dommage ont été établies. Ces dernières permettent d'estimer la durée de vie résiduelle pour l'alliage étudié.

Abstract

The present work has been conducted to study the effect of cumulative high cycle fatigue damage, on the tensile mechanical properties, toughness and hardness, of an AA6082-T6 aluminium alloy. Axial fatigue tests under load controlled conditions ($R = 0.1$) up to different fatigue life ratios (0 - 90%) achieved at maximum stresses of 200, 250 and 275 MPa were carried out. Cumulative damage has been determined from the S-N curve of the material and the Palmgren-Miner linear rule. Samples with different cumulative damage were subsequently subjected to tensile, tear and micro-indentation tests. The evolution of the different properties as a function of the cumulative damage has been reported in relation to the reference values of such properties in the undamaged state.

The results show that the tensile mechanical properties do not exhibit a significant change as a function of the cumulative damage, whereas the critical toughness properties decrease as damage increases. The decrease in toughness is more sensitive as the maximum stress applied to the material decreases. Such toughness decrease is associated with the presence of microcracks that are nucleated at grain boundaries and it is more pronounced as the hardness of the material increases (work-hardening). Such a phenomenon gives rise to a modification of the fracture mode, from ductile, for the undamaged material, to a mixed ductile-brittle mode after cumulative damage. The change of the different mechanical properties with cumulative damage allowed the determination of the iso-damage curves for the alloy, which could be employed for predicting the high cycle fatigue residual life of the material under investigation.

Table des Matières

Remerciements	3
Résumé.....	4
Abstract.....	5
Introduction générale	9
<u>Chapitre I : Etude Bibliographique</u>	
1.1 Lois de cumul d'endommagement	13
1.1.1 Introduction.....	13
1.1.2 Différentes lois de cumul d'endommagement	13
1.1.2.1 Loi de Palgrem-Miner	13
1.1.2.2 Loi de Shanley	16
1.1.2.3 Loi de Marco et Starkey	17
1.1.2.4 Loi de Henry	19
1.1.2.5 Loi de Corten et Dolan	21
1.1.2.6 Loi de Gatts	22
1.1.2.7 Théorie Unifiée	23
1.1.2.8 Loi de Lemaitre et Chaboche.....	25
1.1.2.9 Approche énergétique d'Ellyin.....	27
1.1.2.10 Modèle de la contrainte endommagée	28
1.1.3 Synthèse et conclusion	30
1.2 Effet d'un pré-endommagement en fatigue oligocyclique (LCF) sur les propriétés mécaniques	30
1.2.1 Module d'élasticité	30
1.2.2 Propriétés mécaniques statiques de traction.....	32
1.2.3 Microdureté.....	37
1.2.4 Résistance à la fatigue.....	39
1.2.5 Propriétés mécaniques statiques de traction après fatigue oligocyclique à haute température	40
1.2.6. Propriétés dynamiques de traction	42
1.3 Effet du pré-endommagement en fatigue endurance (HCF) sur les propriétés mécaniques.....	45

1.3.1 Propriétés mécaniques statiques de traction	45
1.3.2 Microdureté Vickers	47
1.3.3 Paramètres de ténacité statiques.....	54
1.3.4 Paramètres de ténacité dynamiques	55
1.3.5 Résistance à la fatigue.....	57
1.3.6 Propriétés mécaniques en traction dynamique.....	58
1.4 Conclusion	62

Chapitre II : Partie Expérimentale

2.1 Présentation du matériau	64
2.1.1 Microstructure	64
2.2 Propriétés en traction	65
2.3 Essais de fatigue – endurance	66
2.3.1 Observation micrographique de faciès de rupture par fatigue	67
2.4 Cumul de dommage	68
2.5 Equipement expérimental	69
2.5.1 Essais de traction	69
2.5.2 Essais de déchirure ductile	70
2.5.3 Essais de microdureté Vickers	71
2.5.4 Essais d'indentation instrumentée de charge-décharge	72

CHAPITRE III : Résultats expérimentaux

3.1 Résultats en traction	77
3.1.1 Courbes contrainte – déformation	77
3.1.2 Modes de rupture en traction	80
3.2 Résultats de déchirure ductile	81
3.2.1. Courbes force – déplacement.....	81
3.2.2 Courbes d'ouverture de fissure– propagation (COD vs Δa)	83
3.2.3 Courbes de déchirure J – Δa	87
3.3 Résultats de dureté	89
3.3.1 Microdureté Vickers	89
3.3.2 Micro-indentation instrumentée de charge-décharge	91
Micro-indentation instrumentée pour 800 mN	92

Chapitre IV : Exploitation et discussion des résultats

4. Effet de l'endommagement sur les propriétés et les paramètres.....	96
4.1 Propriétés statiques de traction	96
4.2 Paramètres critiques de la ténacité : $J_{0,2}$ et $COD_{0,2}$	96
4.3 Dureté	103
4.3.1 Microdureté Vickers	103
4.3.2 Micro-indentation instrumentée de charge-décharge.....	105
4.4. Relation paramètre de ténacité et paramètre de micro-indentation.....	111
4.5. Approche de modélisation simplifiée.....	112
4.5.1 Relation des paramètres P_n en fonction de l'endommagement.....	113
4.5.2 Courbes d'iso-dommage	116
4.5.3 Application et utilisation des courbes d'iso-dommage.....	119
4.6 Identification indirecte de la variation du paramètre de ténacité par micro-indentation.....	120
CONCLUSIONS GENERALES.....	122
PERSPECTIVES	124
Références Bibliographiques	126
Table des Figures	130
Liste des tableaux	135
Annexe A.....	136
a) Résultats pour la charge de micro-indentation de 400 mN.....	137
b) Résultats pour la charge de micro-indentation de 600 mN	138
Annexe B.....	140
a) Micrographies de faciès.....	141
b) Micrographies de la surface.....	142

Introduction Générale

Les propriétés mécaniques statiques d'un matériau, comme le module élastique E , la limite élastique σ_y , la contrainte ultime σ_u , l'élongation δ , la striction φ , les coefficients d'écroutissement K et n , ainsi que les propriétés de ténacité, ouverture de fissure COD et paramètre énergétique J_{1C} ; sont les paramètres fondamentaux dans la conception des structures. Ces paramètres sont nécessaires dans l'analyse et dans le calcul de contraintes des composants et des éléments de machine. Les conceptions optimales exigent des valeurs précises et complètes des propriétés des matériaux utilisés et ce pour les différentes conditions de service ou durant leur durée de vie. Les propriétés des matériaux dépendent non seulement de la nature et de l'état structural de celui-ci mais elles sont aussi influencées par les conditions d'utilisation (temps, vitesse de déformation, température et environnement...). Le calcul ou le dimensionnement des structures se base sur les propriétés mécaniques initiales avant utilisation (état vierge ou non endommagé) sans intégrer les variations de ces propriétés en cours d'utilisation. Dans le secteur ferroviaire, les structures sont prévues pour une utilisation sécuritaire et fiable de 30 ans minimum. Le dimensionnement est effectué à partir des données initiales du matériau. Il est en effet difficile d'intégrer les évolutions des propriétés mécaniques statiques et dynamiques (cas du crash) comme la résistance, la rigidité, la ductilité, la ténacité, etc, qui peuvent varier sous l'effet des chargements intervenant au cours de l'utilisation. Le dimensionnement sécuritaire et fiabiliste nécessiterait la prise en compte de ces évolutions.

Notre travail s'inscrit dans ce contexte à savoir comprendre et mieux maîtriser les évolutions des propriétés du matériau en fonctionnement, ceci afin d'optimiser le contrôle de la fiabilité, la maîtrise de la sécurité et la gestion de la maintenance. Plus précisément, il s'agit de mieux appréhender les effets des sollicitations cycliques sur ces mêmes propriétés.

Il convient dans un premier temps d'évaluer le pré-endommagement par fatigue, il existe et nous présenterons succinctement les différentes approches pour estimer le cumul de dommage sous chargement à amplitude constante ou variable (de pré-endommagement dans notre cas). En général celles-ci font intervenir la fraction de la durée de vie pour une sollicitation donnée. Le modèle le plus classique est celui du cumul linéaire des fractions de durée de vie de Palmgren Miner. Ce modèle a l'avantage d'être simple mais ne prend pas en compte l'histoire du chargement.

Pour caractériser l'évolution des propriétés mécaniques, l'état de référence pris en compte est celui du matériau à l'état vierge, autrement dit sans pré-endommagement.

Notre travail a consisté à étudier l'influence d'un pré-endommagement en fatigue à grand nombre de cycles associé à la loi linéaire de Palmgren-Miner sur les propriétés mécaniques statiques de traction, de déchirure ductile et de microdureté d'un alliage d'aluminium 6082-T6. Cet alliage est largement utilisé dans l'industrie des transports terrestres (routier-ferroviaire).

Dans un premier temps, le matériau a été pré-endommagé à différents niveaux de chargement et pour différentes fractions de durée de vie prédéfinies (pré-endommagement). Dans un second temps, des essais de caractérisation mécanique ont été menés sur cet alliage ainsi pré-endommagés afin d'en estimer l'effet sur l'évolution des propriétés mécaniques obtenues à l'état vierge.

Ce mémoire est décliné en quatre chapitres :

Le premier chapitre est consacré d'une part à la présentation des différents modèles les plus utilisés pour calculer la durée de vie en fatigue et d'autre part à la présentation et la synthèse des travaux existants dans ce domaine. Notons cependant qu'il y a très peu de travaux dans ce domaine et qu'ils sont plutôt consacrés à l'étude du pré-endommagement en fatigue oligocyclique (ou à faible nombre de cycles) sur les propriétés mécaniques statiques et dynamiques de traction et de la microdureté des matériaux. Nous n'avons trouvé qu'un seul document sur l'effet du pré-endommagement par fatigue sur la ténacité statique et dynamique. A notre connaissance aucune étude ne porte encore sur l'influence du pré-endommagement en fatigue endurance (HCF) sur la déchirure ductile exprimée soit en terme d'ouverture de fissure, $COD_{0.2}$ ou en terme de paramètre énergétique $J_{0.2}$.

Le chapitre II présente les caractéristiques générales de l'alliage d'aluminium 6082-T6, la géométrie des éprouvettes utilisées, la procédure expérimentale de pré-endommagement par fatigue et la détermination expérimentale des différentes propriétés et/ou paramètres étudiés dans ce travail.

Le chapitre III présente les résultats expérimentaux concernant l'évolution des différentes caractéristiques et/ou paramètres après pré-endommagement par fatigue endurance. Ces

caractéristiques sont les propriétés de traction monotone (E , σ_y , σ_u , δ , φ , K et n), de ténacité ($COD_{0.2}$ et $J_{0.2}$), et les propriétés de microdureté Vickers (Hv).

Le chapitre IV s'intéresse à l'exploitation et la discussion des résultats : les propriétés normalisées par rapport à l'état vierge de manière à évaluer la variation de celles-ci en fonction du pré-endommagement. Les observations par microscopie optique et électronique à balayage de la surface et des modes de rupture des échantillons avec et sans pré-endommagement viennent corroborer les résultats expérimentaux.

Enfin, la conclusion générale revient sur les apports et les perspectives de cette étude.

CHAPITRE I :
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1 Lois de cumul d'endommagement

1.1.1 Introduction

Dans cette partie, nous faisons un rappel des lois de cumul d'endommagement. On y montrera que la plupart d'entre elles ne prennent pas en compte l'évolution des propriétés mécaniques statiques avec l'endommagement. Certaines lois de cumul non linéaire sont complexes à appliquer notamment à cause du nombre élevé de paramètres à identifier. La loi linéaire de Miner malgré ses insuffisances reste la plus utilisée dans les bureaux d'études pour sa simplicité.

Le processus d'endommagement peut être représenté schématiquement par la figure 1.1. Il est postulé que la variable d'endommagement est nulle ($D=0$) pour un matériau vierge et est égal à l'unité ($D=1$) à la rupture. Pour relier ces deux états extrêmes, on peut distinguer le processus de l'endommagement en deux grandes catégories [1,2] :

Processus A : l'endommagement augmente d'une façon linéaire avec le nombre de cycles appliqués n ;

Processus B : l'endommagement s'accumule de façon non linéaire avec le nombre de cycles n ; la concavité de la courbe est dirigée vers le haut, ce qui signifie que l'endommagement s'accélère vers la fin de la durée de vie du matériau.

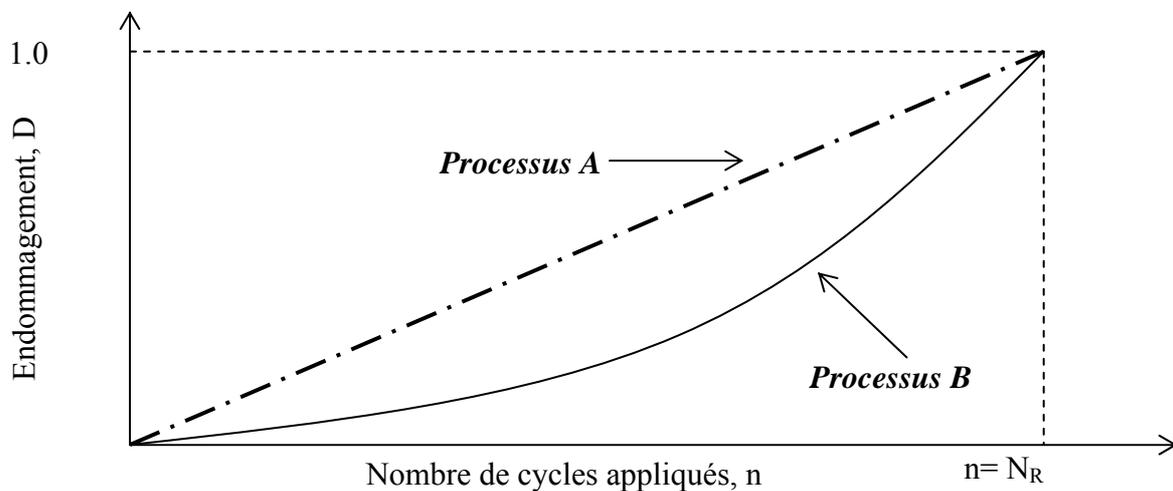


Figure 1.1: Représentation schématique du processus d'endommagement au cours d'un essai de fatigue

1.1.2 Différentes lois de cumul d'endommagement

1.1.2.1 Loi de Palmgren-Miner [3]

Une des règles les plus anciennes, proposée par Palmgren en 1924 et développée par Miner en 1945. Elle s'appuie sur l'hypothèse que l'endommagement cumulé dans le matériau à

chaque cycle est uniquement fonction du niveau de contrainte. Malgré son ancienneté, sa simplicité lui vaut d'être encore très souvent employée aujourd'hui en bureau d'études. Les hypothèses de base de cette loi sont les suivantes :

Hyp.1 : le chargement est une fonction sinusoïdale du temps (figure 1.2).

Hyp.2 : la somme totale du travail absorbé par le matériau n'influence pas la rupture.

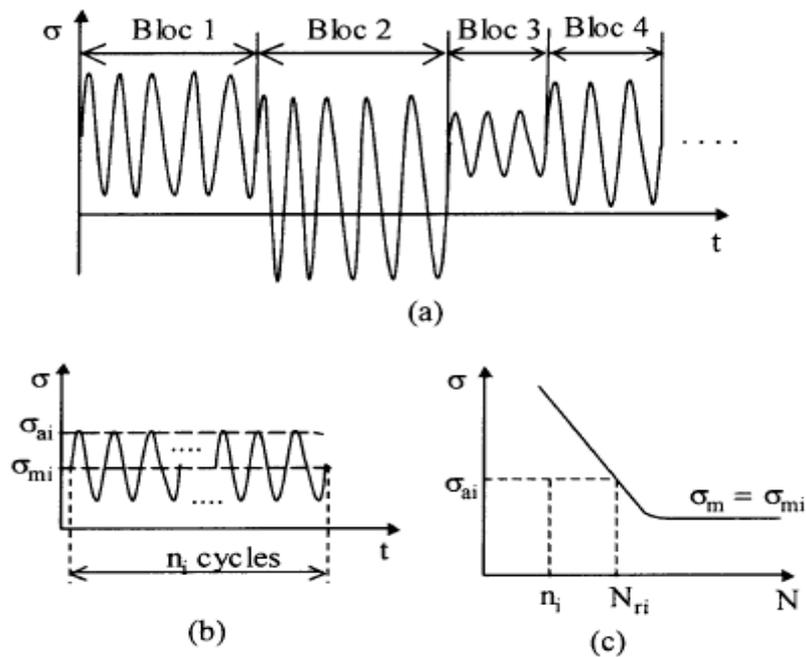


Figure 1.2 : Description d'un type de chargement. (a) séquence composée de plusieurs blocs de sollicitations, (b) nombre de cycles n_i du $i^{\text{ème}}$ bloc, (c) courbe S-N (amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles)

Hyp.3 : le diagramme de Goodman modifié est la modélisation du diagramme de Haigh qui représente le plus fidèlement le comportement expérimental des matériaux [4].

Hyp.4 : l'amorçage d'une fissure macroscopique est l'indicateur de ruine du matériau et cela se produit lorsque le paramètre $D = 1$.

Miner suppose que l'endommagement, représenté par la variable D_i , engendré par un nombre de cycles n_i de niveau de contrainte σ_i est tel que :

$$D_i = \frac{U_i}{W} = \frac{n_i}{N_{Ri}} \quad (1.1)$$

Où :

W : le travail transmis à l'éprouvette au moment de sa rupture par fatigue.

U_i : le travail transmis à l'éprouvette pour une sollicitation d'amplitude σ_i appliquée pendant n_i cycles.

N_{Ri} : le nombre de cycles à la rupture sous le niveau σ_i .

$\beta_i = \frac{n_i}{N_{Ri}}$ est la fraction de la durée de vie correspondant au bloc de sollicitation à la contrainte σ_i .

Le concept de la loi de Miner conduit à une sommation linéaire des fractions de la durée de vie β_i propres à chaque type cycle appliqué :

$$D = \sum_{i=1}^k \frac{n_i}{N_{Ri}} = \sum_{i=1}^k \beta_i \quad (1.2)$$

La ruine du matériau se produit quand la somme D vaut l'unité ($D=1$).

Avantages :

- La loi de Miner est simple pour l'application. Elle reste de ce fait la loi la plus utilisée ;
- Cette loi n'a aucun paramètre particulier à déterminer : elle nécessite simplement la connaissance de la courbe S-N du matériau.

Inconvénients :

- Elle ne tient pas compte de l'ordre d'apparition des cycles (histoire de chargement), elle ne décrit donc aucun effet de séquence.
- Elle ne prend pas en compte l'effet endommageant des cycles de petite amplitude (inférieure à la limite d'endurance du matériau) même si ceux-ci sont appliqués après que l'endommagement du matériau soit initié (par un ou plusieurs cycles d'amplitude supérieure à la limite d'endurance).

En chargement aléatoire, les prédictions de la loi de Miner sont très variables et les résultats sont en général non conservatifs. JACOBY [5] a montré, pour des signaux d'une valeur moyenne globale (spectre à bande étroite), que la règle de Miner permettait d'obtenir des résultats conservatifs (dans le sens de la sécurité). En revanche, quand le signal n'est plus concentré autour d'une valeur moyenne (spectre à bande large), alors les prévisions sont fortement non conservatives. Ces mauvais résultats sont dus aux inconvénients cités ci-dessus. Différents auteurs ont tenté d'améliorer la règle de Miner en prenant en compte l'endommagement dû à certains ou à tous les cycles sous la limite d'endurance (σ_D). Les différentes méthodes proposées sont regroupées ci-dessous et illustrées à la figure 1.3.

a) Règle de Miner élémentaire

On prolonge la zone d'endurance illimitée, la droite représentative de la courbe de Wöhler.

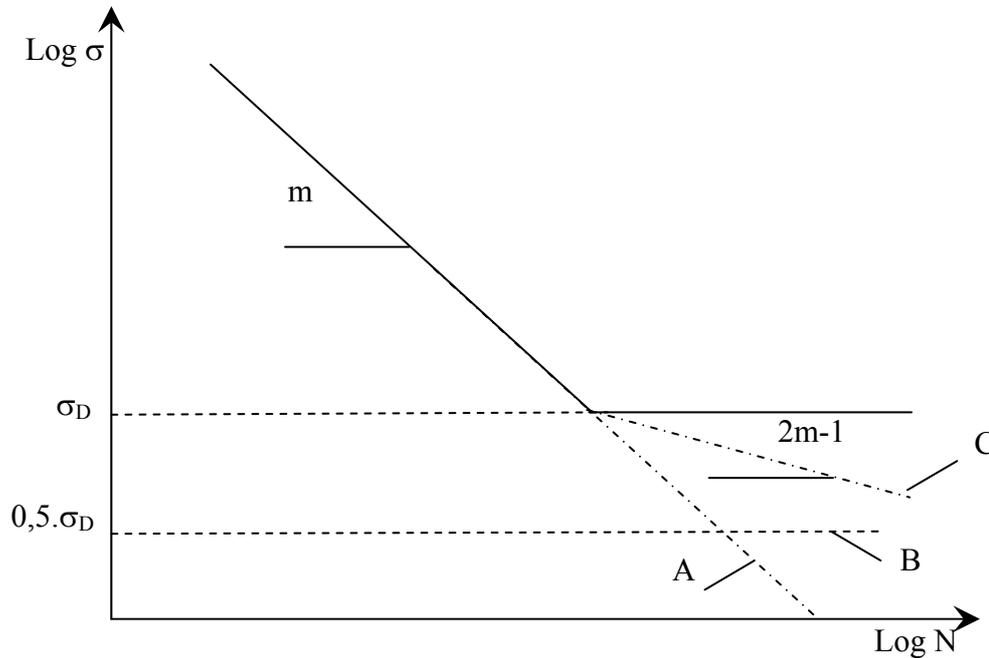


Figure 1.3 : Prise en compte des cycles d'amplitude inférieure à la limite d'endurance [5].

Malgré toutes ces corrections, la règle de Miner aboutit toujours à des prévisions non conservatives.

b) Règle de Miner Modifiée

On effectue la même modification que ci-dessus mais on ignore les cycles d'amplitude inférieure à la moitié de la limite d'endurance (0,5σ_D).

c) Règle de Miner-Haibach

On prolonge la droite représentative de la courbe de Wöhler par une droite de pente plus faible. Haibach propose la valeur de (2m-1) (où m est la pente de la droite représentative de la courbe de Wöhler dans le plan (logσ, logN)).

1.1.2.2 Loi de Shanley [6]

L'auteur a expliqué la formation de la fissure par glissement des bandes dû au chargement cyclique. Il propose une fonction d'endommagement de type :

$$D_i = c. \left[(\sigma_i^b)^k \right] n_i \quad (1.3)$$

k : est une constante supérieure à 1.

b et c sont donnés par la courbe de Wöhler modélisée par :

$$N_i = \frac{1}{c \cdot \sigma_i^b} \quad (1.4)$$

Dans le cas du cumul de p niveaux de contraintes, le nombre de cycles à rupture est donné par :

$$\frac{1}{N^{k-1}} = \sum_{i=1}^p \frac{n_i}{N_i^k} \quad (1.5)$$

Pour $k = 1$, on retrouve la loi de Miner.

Mais k étant choisi supérieur à 1, les durées de vies obtenues par la loi de Shanley sont plus courtes que celles données par la règle de Miner.

1.1.2.3 Loi de Marco et Starkey [7]

Il s'agit d'une des premières lois de cumul d'endommagement non linéaire. Cette loi a été proposée pour un état de chargements alternés symétriques. Les auteurs font le choix de la fraction de la durée de vie comme paramètre et s'appuient sur l'hypothèse que les courbes d'endommagement pour chaque niveau de contraintes sont définies par l'équation :

$$D_i = \left(\frac{n_i}{N_{Ri}} \right)^{m_i} ; \quad m_i > 1 \quad (1.6)$$

Où m_i est un exposant dépendant du niveau de sollicitation σ_i , m_i est une fonction décroissante de la contrainte.

- Pour p niveaux de chargement ($p > 1$), la rupture intervient quand : $\sum_{i=1}^{i=p} D_i = 1$

Dans le cas d'un chargement comportant plusieurs blocs, le cumul de l'endommagement par cette loi fait appel à la méthode des nombres de cycles équivalents. Cette méthode est utilisée dans un grand nombre de lois ; elle est illustrée dans le paragraphe suivant pour un chargement à deux blocs.

Méthode des nombres de cycles équivalents [4] :

L'endommagement créé par le niveau de chargement σ_1 appliqué pendant n_1 cycles est :

$D_1 = \left(\frac{n_1}{N_{R1}} \right)^{m_1}$. On recherche le nombre de cycles équivalent, $n_{2\text{éq}}$, (figure 1.4) qu'il aurait

fallu appliquer sous contrainte σ_2 pour engendrer le même endommagement:

$n_{2\acute{e}q} = N_{R2} \cdot D_1^{1/m_2}$. A la fin du second bloc, l'endommagement total D_{12} est :

$$D_{12} = \left(\frac{n_{2\acute{e}q} + n_2}{N_{R2}} \right)^{m_2} \iff D_{12} = \left[\left(\frac{n_1}{N_{R1}} \right)^{\frac{m_1}{m_2}} + \frac{n_2}{N_{R2}} \right]^{m_2} \quad (1.7)$$

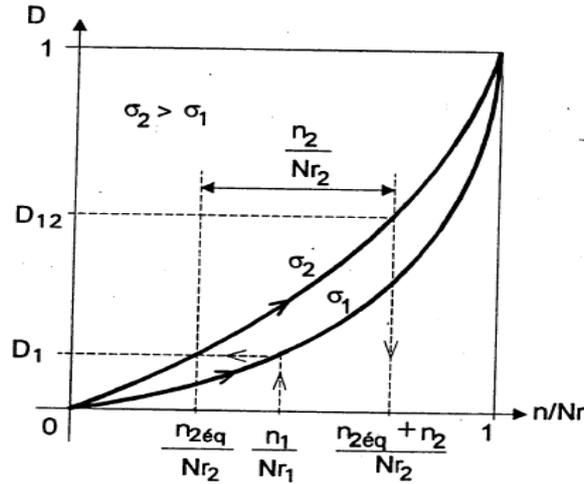


Figure 1.4 : Illustration de la méthode des nombres de cycles équivalents [4].

Dans le cas inverse où σ_2 est appliquée puis σ_1 , l'endommagement D_{12} à la fin de séquence est:

$$D_{21} = \left[\left(\frac{n_2}{N_{R2}} \right)^{\frac{m_2}{m_1}} + \frac{n_1}{N_{R1}} \right]^{m_1} \quad (1.8)$$

La durée de vie du matériau sous un chargement à deux niveaux (n_1+n_2) se déduit des relations (1.7) et (1.8).

Dans le cas général de p niveaux de contraintes successives, la rupture intervient quand :

$$\left\{ \left\{ \left[\left(\frac{n_1}{N_{R1}} \right)^{\frac{m_1}{m_2}} + \frac{n_2}{N_{R2}} \right]^{\frac{m_2}{m_3}} + \dots + \frac{n_i}{N_{Ri}} \right\}^{\frac{m_i}{m_{i+1}}} + \dots + \frac{n_{p-1}}{N_{Rp-1}} \right\}^{\frac{m_{p-1}}{m_p}} + \frac{n_p}{N_{Rp}} \right\}^{m_p} = 1 \quad (1.9)$$

Avantages :

- La loi de Marco et Starkey est d'une utilisation simple.
- On constate que d'après les équations (1.7) et (1.8) elle prend en compte l'ordre d'application des contraintes et donc l'histoire de chargement.
- L'évolution de l'endommagement est une fonction non linéaire du nombre de cycles appliqués.

Insuffisances :

- D'après l'équation (1.6) les niveaux de contraintes inférieurs à la limite d'endurance sont considérés comme non endommageants. Cette loi ne tient pas compte du fait que l'endommagement actuel (créé par un chargement supérieur à la limite de fatigue) continue à croître lorsque les sollicitations suivantes sont inférieures à cette limite.

1.1.2.4 Loi de Henry [8]

Cette loi s'attache, à une définition physique de l'endommagement, et décrit l'évolution de la limite d'endurance après application d'un chargement. L'endommagement est directement relié à une caractéristique de fatigue du matériau.

Cette loi est basée sur les hypothèses suivantes:

Hypo.1: la courbe de Wöhler du matériau est représentée par une équation empirique de la forme :

$$N_R = \frac{k}{\sigma - \sigma_D} \quad \text{si } \sigma > \sigma_D \quad (1.10)$$

Où : σ_D est la limite d'endurance du matériau et k un coefficient empirique dépendant du matériau, de l'état de surface et de la géométrie de la pièce.

Hypo.2 : la limite d'endurance σ_D est proportionnelle au coefficient empirique k . De plus, elle évolue avec l'état d'endommagement du matériau.

Hypo.3 : l'endommagement de la pièce à l'état critique est considéré comme une entaille de facteur de concentration de contrainte K_t ; l'équation empirique précédente devient :

$$N_R = \frac{k}{K_t(\sigma - \sigma_{D0})} = \frac{K}{\sigma - \sigma_D} = N-n \quad (1.11)$$

Le coefficient de concentration de contrainte est défini par : $K_t = \frac{K_0}{K} = \frac{\sigma_{D0}}{\sigma_D}$

σ_{D0} est la limite de fatigue du matériau vierge.

N_R est la durée de vie résiduelle au niveau de la contrainte σ , après application de n cycles.

La limite d'endurance instantanée s'écrit alors en fonction de la fraction de la durée de vie :

$$\sigma_D = \frac{\sigma \left(1 - \frac{n}{N}\right)}{\left(\frac{\sigma - \sigma_{D0}}{\sigma_{D0}}\right) + \left(1 - \frac{n}{N}\right)}$$

n est le nombre de cycles appliqué sous la contrainte σ , à laquelle correspond une durée de vie N .

La fonction de l'endommagement est exprimée comme la variation relative de la limite d'endurance du matériau par:

$$D = \frac{\sigma_{D0} - \sigma_D}{\sigma_{D0}}$$

La fonction précédente peut s'écrire sous la forme :

$$D = \frac{\frac{n}{N}}{1 + \left(\frac{\sigma_{D0}}{\sigma - \sigma_{D0}}\right) \left(1 - \frac{n}{N}\right)} = \frac{\beta}{1 + \frac{1}{C_\sigma} (1 - \beta)} ; \quad \beta = \frac{\sigma - \sigma_D}{\sigma_D} \quad (1.12)$$

Dans le cas du cumul de plusieurs niveaux de contraintes, l'endommagement doit être évalué par les formules précédentes, successivement dans l'ordre d'application des contraintes et en prenant soin de considérer à chaque fois la "nouvelle" limite d'endurance.

Par exemple, pour deux niveaux de contraintes, la fraction de la durée de vie au premier niveau est donnée par :

$$\beta_1 = \frac{D_1(1 + \gamma_1)}{D_1 + \gamma_1} ; \quad \gamma_1 = \frac{\sigma_1 - \sigma_{D0}}{\sigma_{D0}}$$

La fraction de la durée de vie conduisant au même endommagement D_1 pour le second niveau est donnée par :

$$\beta_2 = \frac{D_1(1 + \gamma_2)}{D_1 + \gamma_2} ; \quad \beta_i = \frac{n_i}{N_i} \text{ et } \gamma_2 = \frac{\sigma_2 - \sigma_{D0}}{\sigma_{D0}} \quad (1.13)$$

Ceci permet de déterminer la durée de vie résiduelle au second niveau par : $N_2 - n_2$.

Il est à noter que cette théorie ne tient pas compte des niveaux de contraintes inférieurs à la limite d'endurance initiale et des éventuels effets de durcissement du matériau.

1.1.2.5 Loi de Corten et Dolan [9]

Les auteurs ont élaboré un modèle basé sur le processus bien connu de l'endommagement de fatigue qui se manifeste en surface par l'apparition des bandes de glissement persistantes, dans lesquelles s'initient et coalescent des microfissures évoluant jusqu'à la rupture. La modélisation de cette loi s'appuie sur le nombre m de noyaux susceptibles à l'endommagement et sur la vitesse r de propagation de fissure.

Cette loi est basée sur les hypothèses suivantes :

Hypo.1. Une période de nucléation, probablement très courte de nombre de cycles N_a , est nécessaire pour initier un endommagement permanent par fatigue (apparition de micro-vides dans le matériau).

Hypo.2. L'endommagement, assimilable à des microvides de nombre m , augmente avec la contrainte, et pour un niveau donné croît rapidement avec le nombre de cycles.

Hypo.3. Le taux d'endommagement par cycles est une fonction croissante de la contrainte.

Hypo.4. L'endommagement total qui conduit à la rupture en un nombre donné de cycles est une constante pour toutes les histoires de chargement, c'est-à-dire que l'endommagement provoquant la rupture n'est pas une fonction de l'histoire de chargement.

Hypo.5. L'endommagement continue à évoluer pour des niveaux de contraintes inférieurs à ceux qui ont été nécessaires à la création de l'endommagement initial.

Les auteurs proposent de modéliser l'endommagement par :

$$D_i = r_i \cdot n_i^{a_i} \quad (1.14)$$

Où r_i et a_i sont des variables dépendant du niveau de contrainte.

Cette formule coïncide avec celle de Shanley pour $a_i = 1$ et $r_i = c(\sigma_i^b)^k$

Dans le cas de P niveaux de contraintes, on a :

$$\sum_{i=1}^P \left(\frac{n_i}{N_1} \right) \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_1} \right)^d = 1 \quad (1.15)$$

L'indice **1** désigne le niveau de contrainte le plus élevé, et **d** est une constante du matériau telle que :

$$\left(\frac{r_i}{r_j} \right)^{\frac{1}{a_i}} = \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_j} \right)^d \quad (1.16)$$

Les auteurs ont établi, à partir de nombreux résultats expérimentaux sur les aciers et les alliages d'aluminium, que la valeur moyenne de d est 6,5.

1.1.2.6 Loi de Gatts [10]

A partir des études effectuées en traction symétrique, l'auteur postule qu'au cours d'un essai de fatigue, la résistance maximale à la traction R_m décroît de manière proportionnelle en fonction de la contrainte appliquée. Dans cette fonction intervient la limite d'endurance qui traduit l'absence de rupture pour des charges suffisamment faibles. L'expression de cette évolution prend la forme

$$\frac{dR_m}{dn} = -k.D(\sigma) = k.(\sigma - \sigma_D)^P \quad (1.17)$$

k et P sont des constantes liées au matériau.

Afin d'évaluer ces constantes, Gatts suppose que l'endommagement est proportionnel à l'énergie correspondant à l'aire hachurée sur la figure 1.5, soit :

$$\frac{dR_m}{dn} = -k' \cdot \int_{\varepsilon_D}^{\varepsilon_{\max}} (\sigma_v - \sigma_D) d\varepsilon_v \quad (1.18)$$

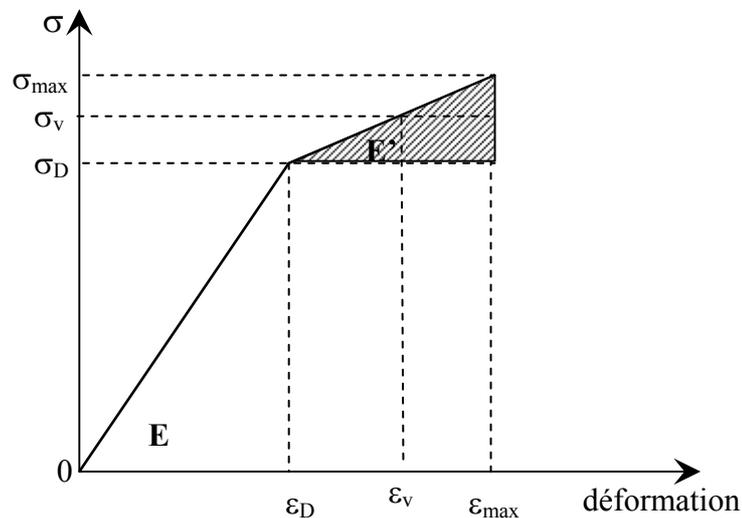


Figure 1.5 : Modélisation de la courbe contrainte-déformation [10].

Gatts suppose qu'il apparaît, au-dessus de la limite d'endurance, une petite quantité de déformation plastique responsable de l'endommagement. On suppose également que la limite

d'endurance et la résistance à la traction sont reliées linéairement par une constante C telle que $\sigma_D = C.R_m$. Ces hypothèses réduisent ainsi le nombre de paramètres et conduisent à :

$$C \cdot \frac{dR_m}{dn} = \frac{d\sigma_D}{dn} = -k \cdot (\sigma - \sigma_D)^2 \quad (1.19)$$

Dans le cas de chargement d'amplitude constante, l'intégration de l'équation (1.19) conduit à une expression de la courbe de Wöhler où deux termes distincts interviennent.

En posant $\sigma_D = \sigma_{D0}$, si $n = 0$ et $\sigma_D = C \cdot \sigma = \sigma_{D0} \cdot \frac{\sigma}{R_m}$, si $n = N$, l'intégration de l'équation (1.21) aboutit à :

$$K \cdot n = \frac{1}{\sigma - \sigma_{D0}} - \frac{1}{\sigma - \sigma_{D,n}} \quad (1.20)$$

Où : $\sigma_{D,n}$ est la limite d'endurance instantanée.

L'équation de la courbe de Wöhler est donnée par :

$$K \cdot N_R = \frac{1}{\sigma - \sigma_{D0}} - \frac{1}{\sigma(1-C)} \quad (1.21)$$

Pour des valeurs de contraintes proches de σ_{D0} , l'équation de la courbe de Wöhler est identique à celle utilisée par Henry pour formuler sa théorie : $K \cdot N = \frac{1}{\sigma - \sigma_{D0}}$.

En combinant (1.20) et (1.21) et en notant $\gamma_{D,n} = \sigma_{D,n} / \sigma_{D0}$, $\gamma = \sigma / \sigma_{D0}$, $\beta = n / Nr$ et $C = \sigma_{D0} / R_m$, la limite d'endurance instantanée se calcule d'après la relation :

$$\gamma_{D,n} = \gamma \cdot \left[1 - \frac{1}{\frac{\beta}{1-C} + \frac{\gamma \cdot (1-\beta)}{\gamma-1}} \right] \quad (1.22)$$

1.1.2.7 Théorie Unifiée [11]

Dans la continuité des travaux de Shanley [6], Henry [8] et Gatts [10], Bui Quoc et al. [11] ont proposé une formulation qui veut unifier des concepts introduits sur l'évolution de l'endommagement. Cette loi est basée sur la représentation de l'endommagement par la diminution de la limite d'endurance du matériau. Les essais réalisés par Gatts ont montré la dépendance, au cours de la durée de vie, de la limite d'endurance instantanée avec la valeur de la résistance maximale instantanée à rupture selon une relation du type :

$$\left(\frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}}\right) = \left(\frac{R_m}{R_{m0}}\right)^m$$

La diminution de la limite d'endurance en fonction du nombre de cycles prend la forme :

$$\frac{d\left(\frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}}\right)}{dn} = -\frac{1}{a}\left(\frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}}\right)^b \left(\frac{\sigma}{\sigma_{D0}} - \frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}}\right)^2 \quad (1.23)$$

Où a et b sont des constantes du matériau.

Les conditions aux limites $\sigma_D = \sigma_{D0}$ si $n = 0$ et $\frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}} = \left(\frac{\sigma}{R_m}\right)^m$ si $n = N_R$, conduisent à

l'expression de la courbe de Wöhler :

$$N_R = \frac{a}{\left(\frac{\sigma}{\sigma_{D0}}\right)^b} \left(\frac{1}{\frac{\sigma}{\sigma_{D0}} - 1} - \frac{1}{\frac{\sigma}{\sigma_{D0}} - \left(\frac{\sigma}{R_m}\right)^m} \right) \quad (1.24)$$

La variable de l'endommagement s'écrit :

$$D = \frac{\sigma_{D0} - \sigma_D}{\sigma_{D0} - \sigma_{DR}} = \frac{\frac{n}{N_R}}{1 + \left(\frac{\sigma - \sigma_{D0} \left(\frac{\sigma}{R_m}\right)^m}{\sigma - \sigma_{D0}} \right) \left(1 - \frac{n}{N_R}\right)} \quad (1.25)$$

Où σ_{DR} est la limite d'endurance atteinte à la rupture. Pour les alliages d'aluminium et les aciers doux, l'expérience montre que le coefficient m est environ 8.

Insuffisances :

- Cette théorie est inapplicable si le chargement comprend des sollicitations égales à la limite d'endurance. Par conséquent l'histoire de chargement n'est que partiellement prise en compte.

Avantages :

- Cette loi traduit bien la non linéarité du cumul d'endommagement.
- L'histoire de chargement est prise en compte (au-dessus de la limite d'endurance), par l'intermédiaire de la méthode des nombres de cycles équivalents.
- La nature des sollicitations intervient par l'intermédiaire de la limite d'endurance du matériau vierge, elle-même liée au type de sollicitation.

1.1.2.8 Loi de Lemaitre et Chaboche [12], [4]

A l'origine de cette loi, on trouve les théories de l'endommagement continu élaborées par Rabotnov [13] et Kachanov [14] pour expliquer le processus de détérioration continue du matériau soumis à un essai de fluage. Le succès de cette modélisation de l'endommagement par fluage a suscité son extension à l'endommagement par fatigue. En 1974, Chaboche [15] propose la première formulation de cette loi. Depuis plusieurs variantes [16, 17, 18] ont été développées. Il s'agit d'une loi différentielle rendant compte des phénomènes connus en cumul d'endommagement, notamment la non linéarité des accumulations :

$$\frac{\partial D}{\partial n} = f(\sigma_{\max}, \sigma_m, h, f, T, D) \quad (1.26)$$

Où σ_{\max} : contrainte maximale sur un cycle de l'amplitude de contrainte appliquée à l'élément de volume.

σ_m : contrainte moyenne sur un cycle de sollicitation.

h : histoire de chargement.

f : fréquence de sollicitation.

T : température.

Bien que les paramètres f et T n'influencent pas la loi de cumul d'endommagement, l'auteur les suppose constants, d'où :

$$\frac{\partial D}{\partial n} = G(\sigma_{\max}, \sigma_m, h, D) \quad (1.27)$$

Les hypothèses fondamentales de cette loi sont :

- Les sollicitations sont supposées périodiques.

Pour les essais de fatigue à amplitude de contrainte constante dans le domaine à faible nombre de cycles (moins de 10^4), une loi cyclique liant les paramètres mécaniques au cycle stabilisé est donnée sous la forme :

$$\Delta \varepsilon_p = f(\Delta \sigma). \quad (1.28)$$

Cette relation est appliquée pour une fréquence suffisamment élevée pour éliminer les effets de viscosité.

L'expression (1.28) reste valable tout au long de l'essai de fatigue à contrainte imposée en remplaçant $\Delta \sigma$ par $\Delta \sigma_{eff} = \frac{\Delta \sigma}{1-D}$. On retrouve ici le principe d'équivalence de déformation [17].

- L'influence des paramètres d'érouissage sur le cumul d'endommagement est négligée.

Ces hypothèses et les observations des résultats expérimentaux ont conduit les auteurs à proposer la loi différentielle suivante :

$$\partial D = D^{\alpha(\sigma_{\max}, \sigma_m)} \left[\frac{\sigma_{\max} - \sigma_m}{M(\sigma_m)} \right]^{\beta} \partial n \quad (1.29)$$

Où : β est un coefficient positif.

$$\alpha \text{ est une fonction définie par : } \alpha = 1 - a \left\langle \frac{\sigma_{\max} - \sigma_D(\sigma_m)}{R_u - \sigma_{\max}} \right\rangle.$$

La notation $\langle x \rangle$ signifie : $\langle x \rangle = 0$ si $X < 0$ et $\langle x \rangle = X$ si $X > 0$ (finalement $0 < \alpha < 1$).

σ_D est la limite d'endurance du matériau.

M est un coefficient dépendant de la contrainte moyenne $M(\sigma_m) = M_0(1 - b \cdot \sigma_m)$,
 $M_0 = B \cdot [a(\beta + 1)]^{1/\beta}$, a et B sont des constantes du matériau.

b est un coefficient du matériau déterminé à partir de la pente du diagramme de Haigh en traction, modélisé par: $\sigma_D = \sigma_m + \sigma_{D0}(1 - b \cdot \sigma_m)$ ou $b = 1/R_u$.

L'intégration de l'équation (1.29), pour σ_{\max} et σ_m constantes, donne l'expression de la durée de vie en fatigue :

$$N_r = \frac{1}{1 - \alpha} \left(\frac{\sigma_{\max} - \sigma_m}{M(\sigma_m)} \right)^{\beta} \quad (1.30)$$

Avantages et inconvénients

a) Avantages

- La loi de Lemaitre et Chaboche prend en compte l'histoire de chargement,
- Elle prend en compte l'effet de la contrainte moyenne pour tout rapport de chargement,
- Elle décrit la non linéarité du cumul de l'endommagement,
- Dès que l'endommagement est initié, l'effet des cycles d'amplitude inférieure à la limite d'endurance est pris en compte,
- La loi est applicable aux sollicitations multiaxiales à amplitude variables.

b) Inconvénient

- La loi de Lemaitre et Chaboche comporte un nombre important de paramètres difficiles à déterminer.

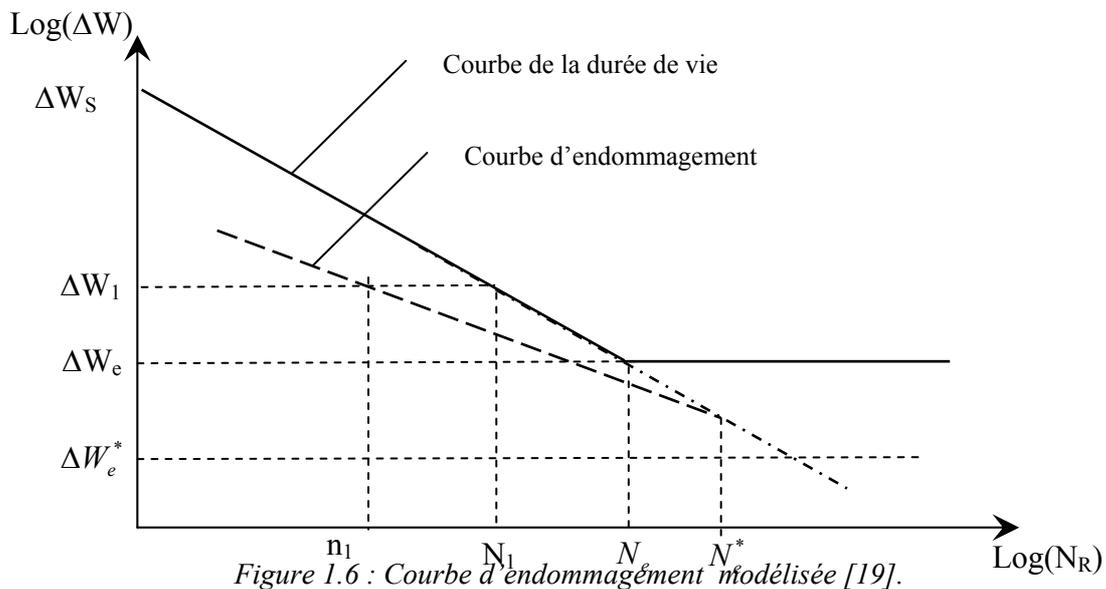
1.1.2.9 Approche énergétique d'Ellyin [19]

La durée de vie de la pièce est partitionnée en deux parties : initiation et propagation. La proportion des phases d'amorçage et de propagation varie selon le niveau de contrainte ou de déformation appliquée. Pour l'auteur, l'énergie de déformation plastique dissipée est un paramètre qui permet de décrire l'endommagement en fatigue. Il propose de relier l'énergie dissipée W_f au nombre de cycles N_R par :

$$W_f = K.N_R^\alpha \quad (1.31)$$

où K et α sont des constantes liées au matériau (pour le calcul de W_f voir [5]).

Dans le plan $(\log(W_f), \log(N_R))$, la courbe de la durée de vie est représentée par une droite (figure 1.6).



Les hypothèses de la loi d'Ellyin sont les suivantes :

- 1- Pour l'amorçage : la limite d'endurance est associée à une énergie de déformation plastique notée ΔW_e et une durée de vie N_e .

2- Pour la propagation : on définit une limite d'endurance apparente à partir de ΔW_e^* et de la durée de la durée de vie N_e^* obtenue en extrapolant la droite de la durée de vie sous la limite de fatigue.

3- Les courbes de la durée de vie ont pour expression :

$$\Delta W = K.N_R^{\alpha-1} \quad (1.32)$$

et les courbes d'endommagement sont des droites dans le diagramme log-log.

Compte tenu de ces hypothèses, pour un chargement correspondant à ΔW_1 appliqué durant n_1 cycles, on obtient :

$$\frac{\Delta W_1}{\Delta W^*} = \left(\frac{n_1}{N^*} \right)^\xi \quad \text{où} \quad \xi = \frac{\log\left(\frac{\Delta W_1}{\Delta W^*}\right)}{\log\left(\frac{n_1}{N^*}\right)} \quad (1.33)$$

où ξ est représentatif d'un niveau d'endommagement. Il est calculé à l'aide des coordonnées d'un point $(n_1, \Delta W_1)$ sur la courbe d'endommagement .

Ce qui permet de déterminer le nombre de cycles résiduel pour le niveau ΔW_2 , à savoir :

$$n_{21} = N^* \left(\frac{n_1}{N^*} \right)^{\frac{\log(\Delta W_2 / \Delta W^*)}{\log(\Delta W_1 / \Delta W^*)}} \quad (1.34)$$

1.1.2.10 Modèle de la contrainte endommagée [20, 21]

L'hypothèse de ce modèle est que si l'état physique de l'endommagement est le même, la durée de vie ne dépend que des conditions de chargement. Les auteurs transposent ce concept simple après n cycles de chargement basé sur la courbe S-N. Au niveau i , la durée de vie est de N_i et après n_i cycles, la durée de vie est $(N_i - n_i)$. Sur la courbe de Wöhler à cette durée de vie $(N_i - n_i)$ correspondant une contrainte admissible $\sigma(N_i - n_i)$. Nous appelons $\sigma(N_i - n_i)$ la contrainte endommagée (σ_{ed}) au niveau i après n_i cycles de chargement. Nous faisons l'hypothèse que ceci reste vrai quel que soit le niveau de chargement. Nous introduisons une variable d'endommagement D_i .

$$D_i = \frac{\sigma_{ed} - \sigma_i}{\sigma_u - \sigma_i} \quad (1.35)$$

Où :

σ_{ed} : contrainte endommagée,

σ_i : contrainte appliquée,

σ_u : contrainte ultime du matériau.

Au premier cycle la contrainte endommagée est bien égale à la contrainte appliquée et $D_i = 0$ et au dernier cycle la contrainte endommagée est égale à la contrainte ultime σ_u et $D_i = 1$. L'indicateur du dommage est bien "normalisé" à 1 à la rupture.

Le dommage se transpose aisément au niveau $i+1$ par la relation

$$D_i = \frac{\sigma_{ed} - \sigma_i}{\sigma_u - \sigma_i} = \frac{\sigma_{equiv} - \sigma_{i+1}}{\sigma_u - \sigma_{i+1}} \quad (1.36)$$

où :

σ_{equiv} : contrainte équivalente endommagée au niveau $i+1$,

σ_{i+1} : contrainte au niveau $i+1$.

On peut alors déterminer à partir de la courbe S-N le nombre de cycles (N_{equiv}) équivalent au niveau $i+1$ de n_i cycles au niveau i . Le nombre de cycles au niveau $i+1$ sera majoré de N_{equiv} .

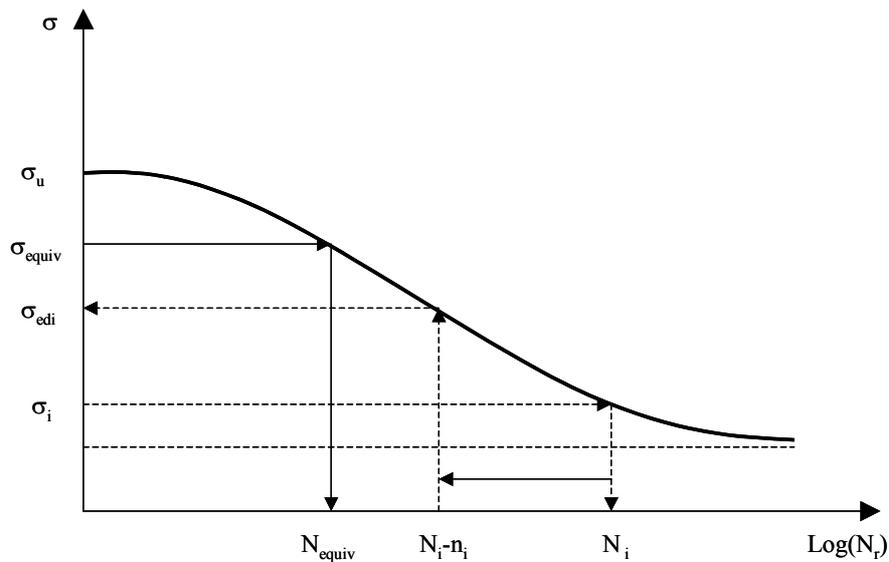


Figure 1.7 Définition des paramètres utilisés [20, 21]

1.1.3 Synthèse et conclusion

Les différentes lois de cumul d'endommagement présentées ci-dessus montrent que la notion de dommage est très vaste. La notion de cumul d'endommagement est encore plus mal maîtrisée. Certaines lois prennent en compte les propriétés mécaniques statiques du matériau à l'état vierge (ou sans endommagement) sans considérer leur évolution induite par l'endommagement. Ces lois ne prennent pas en compte l'évolution des propriétés mécaniques lors d'une sollicitation en fatigue (utilisation). De ce fait, l'interaction dommage - propriétés résiduelles statiques reste un challenge pour établir une passerelle entre l'endommagement par fatigue et l'endommagement statique. Ce travail s'inscrit dans ce cadre afin d'étudier l'influence du pré-endommagement en fatigue sur les propriétés mécaniques statiques et sur les propriétés de ténacité. Nous montrons dans la suite que dans la littérature il y a peu de travaux basés sur l'évolution des propriétés mécaniques statiques vis-à-vis du pré-endommagement par fatigue à grand nombre de cycles. Nous montrons aussi que dans la plupart des travaux, le pré-endommagement est cumulé en fatigue oligocyclique ou à faible nombre de cycles (LCF).

1.2 Effet du pré-endommagement en fatigue oligocyclique (LCF) sur les propriétés mécaniques

1.2.1 Module d'élasticité [22]

Selon la théorie de l'endommagement appliquée au principe d'équivalence de la déformation, on peut écrire la loi de l'élasticité linéaire en traction de la façon suivante [22].

Loi d'élasticité

Ce couplage direct d'état est réalisé par le concept de la contrainte effective :

Matériau sans endommagement

$$D = 0$$

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E}$$

Matériau avec endommagement

$$0 < D \leq 1$$

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)}$$

Pour l'endommagement isotrope :

$$\varepsilon_{22}^e = \varepsilon_{33}^e = -\nu \varepsilon_e \quad (1.37)$$

E est le module de Young du matériau sans endommagement et ν est le coefficient de Poisson. Le module d'élasticité du matériau endommagé est alors défini par la relation :

$$\tilde{E} = \frac{\sigma}{\varepsilon_e} \quad \text{et} \quad \tilde{E} = E(1-D) \quad (1.38)$$

La figure 1.8 montre un exemple de la variation du module d'élasticité pendant l'endommagement ductile. Il peut également être évalué à partir d'un modèle de microfissure issu des modèles micromécaniques.

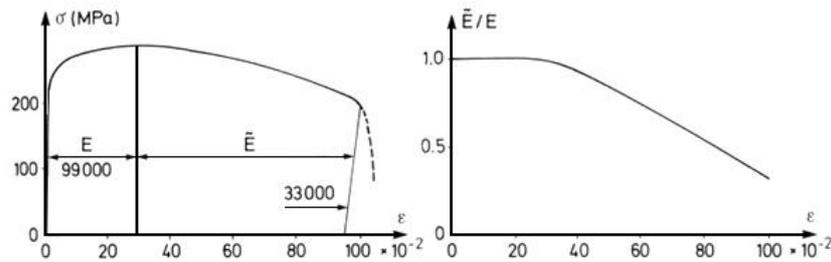


Figure 1.8 Variation du module d'élasticité avec l'endommagement pour le cuivre (99.9%) [22].

Cette variation vient d'une mesure indirecte basée sur l'influence de l'endommagement sur le module d'élasticité (module d'Young) par le couplage d'état comme mentionné ci-dessus :

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E(1-D)} \quad (1.39)$$

Cette méthode destructive demande l'usinage d'échantillons afin de réaliser les essais de traction. Elle suppose l'endommagement homogène et uniforme dans la section de mesure. Si $\tilde{E} = E(1-D)$ est considéré comme le module effectif d'élasticité du matériau endommagé, les valeurs de l'endommagement peuvent être dérivées des mesures de \tilde{E} , à condition que le module de Young E soit connu :

$$D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} \quad (1.40)$$

Cette méthode exige des mesures précises des déformations. Des jauges de déformation sont généralement utilisées et E est mesuré plus précisément pendant le déchargement. Un exemple est donné sur la figure 1.9 lors d'un endommagement ductile induit par de grandes déformations sur un échantillon de cuivre où σ_v est la contrainte vraie $\sigma_v = \sigma(1+\varepsilon)$. Cette technique peut être employée pour n'importe quel genre d'endommagement et ce aussi longtemps que l'endommagement reste homogène et isotrope (limitation principale de la méthode) dans le volume où la déformation est mesurée. Si l'endommagement est trop localisé, par exemple pour la fatigue des métaux en grand nombre de cycles, une autre méthode doit être employée.

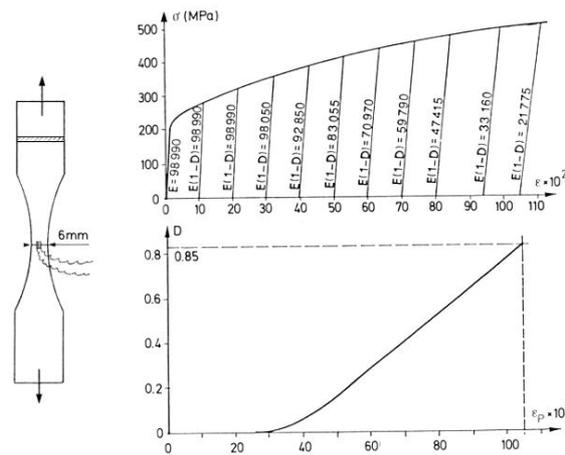


Figure 1.9 Mesure d'endommagement ductile sur le cuivre 99.9% à la température ambiante [22].

Quelques précautions liées aux non-linéarités doivent être prises. Au début et à l'extrémité des chemins de déchargement dans le plan (σ, ε) il y a de petites non-linéarités, dues aux effets visqueux ou durcissant et à des perturbations expérimentales. Il est préférable de ne pas en tenir compte et d'identifier \tilde{E} dans la gamme :

$$0.15 \frac{F_{\max}}{S} < \frac{F}{S} < 0.85 \frac{F_{\max}}{S}$$

Il est important d'employer toujours la même procédure pour évaluer E et l'évolution de \tilde{E} . Pour un endommagement ductile ou en fatigue des métaux à faible nombre de cycles (oligocyclique), la procédure peut être légèrement perturbée par une diminution précoce de \tilde{E} pour de faibles niveaux de déformation ou pendant les premiers cycles. Ceci résulte de la micro-plasticité liée aux mouvements réversibles des dislocations, et au développement de textures spécifiques à ces niveaux, mais il n'en résulte pas d'endommagement. Comme ce phénomène est rapidement saturé, On peut écrire :

$$D = 0 \text{ pour } \varepsilon < \varepsilon_D \text{ (} \varepsilon_D \text{: seuil de déformation de l'endommagement),}$$

$$\text{ou : } D = 0 \text{ pour } N < N^* \text{ (} N^* \text{: nombre de cycles à la stabilisation).}$$

1.2.2 Propriétés mécaniques statiques de traction

Ye Duyi et Wang Zhenlin [23] ont étudié la variation des propriétés mécaniques statiques (la limite élastique $\sigma_{y0.2}$, résistance ultime, σ_u et module élastique E), et des propriétés de ductilité (striction φ , élongation δ , exposant n d'écroutissage) sur un acier de construction durant la fatigue à faible nombre de cycles. Les essais de fatigue ont été réalisés en contrôle d'amplitude de contrainte avec un rapport de $R\sigma = -1$, avec une fréquence de 1 Hz. Les

amplitudes de contraintes appliquées sont de 318 et 405 MPa et les nombres de cycles à la rupture sont respectivement de 27800 et de 3650 cycles. Vingt essais avec différentes fractions de durée de vie ont été réalisés pour chaque amplitude de contrainte allant de 0% à 99%. Les essais de traction monotone ont été réalisés à une vitesse de déformation de 0.005 min⁻¹ et à température ambiante. Les variations des différentes propriétés statiques en fonction du pré-endommagement sont montrées sur la figure 1.10.

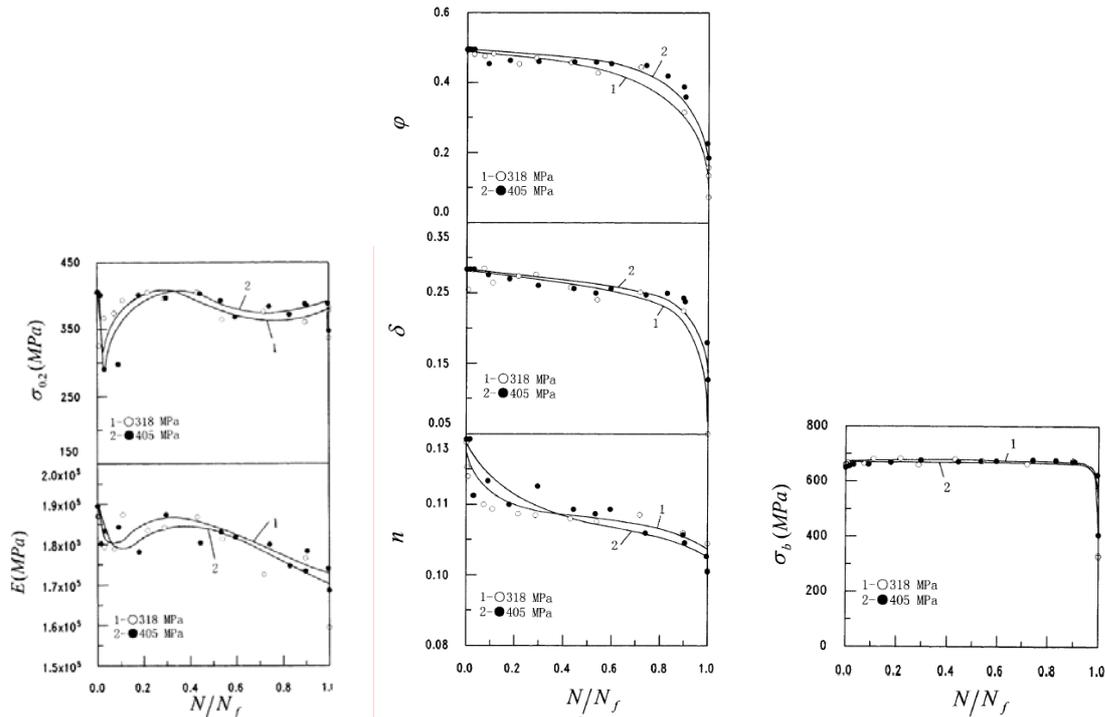


Figure 1.10 : Variation des différentes propriétés mécaniques avec la fraction de la durée de vie ou endommagement [23].

La figure 1.10 montre que les différentes propriétés de traction monotone ne sont pas sensibles à l'amplitude des contraintes appliquées en fatigue. Cette figure montre aussi que la résistance ultime, σ_u (σ_b dans la figure 1.10) ne varie pas en fonction du pré-endommagement. Par contre la striction ϕ , et l'élongation δ (paramètres décrivant la ductilité) présentent une même tendance en fonction de la fraction de la durée de vie. On observe une légère diminution jusqu'à 75- 80% de pré-endommagement puis une diminution importante vers la fin de pré-endommagement. L'exposant d'écrouissage n présente une diminution continue en fonction du pré-endommagement. Cette diminution est plus marquée au début du pré-endommagement. La figure 1.10 montre que la limite élastique, au-delà d'un pré-endommagement supérieur à 20% (aux cycles initiaux) ne varie plus. Le module élastique E diminue légèrement dans les premiers cycles, puis augmente et atteint sa valeur de saturation après environ 50% du pré-endommagement puis diminue jusqu'à la rupture.

La figure 1.11 montre les différents faciès de rupture obtenus par traction monotone. En l'absence de pré-endommagement, la surface de rupture présente principalement de grandes et profondes cupules et une forte densité de cavités aux joints de grain (Figure 1.11a). La figure 1.11b, montre, dans le cas de pré-endommagement à 25%, que le faciès de rupture présente des cupules plus petites et peu profondes.

La figure 1.11c montre, dans le cas de pré-endommagement à 50%, que le faciès de rupture présente une multitude de facettes de quasi-clivage et quelques cupules ductiles.

La figure 1.11d montre dans le cas de pré-endommagement à 75%, que ces mécanismes de transition sont plus prononcés.

La figure 1.11e montre dans le cas de pré-endommagement à 100% ($D=1$) que le faciès de rupture présente un aspect transgranulaire typiquement fragile.

Les auteurs affirment que ce changement des modes de rupture, de ductile au mode fragile, est directement lié à la chute de la ductilité du matériau pendant la fatigue, ce qui est en bon accord avec les variations des propriétés de ductilité (φ et δ). Ces auteurs ont proposé une relation pour déterminer la ténacité statique du matériau, qu'ils ont noté : U_T (eq 1.41).

Cette ténacité statique est définie comme la capacité du matériau à absorber l'énergie pendant le processus de déformation plastique et lors de la rupture par traction monotone. La relation proposée est donnée ci-dessous :

$$U_T \approx \frac{1}{1+n} \sigma_u (1 + 1.39\varphi) \ln[1/(1-\varphi)] \quad (1.41)$$

Où φ est la striction, n l'exposant d'écrouissage et σ_u la résistance ultime.

La variation de la ténacité statique en fonction du pré-endommagement est représentée sur la figure 1.12

Ces auteurs associent la perte de la ténacité statique U_T en prenant la striction φ d'un matériau comme le paramètre mécanique le plus sensible au processus de pré-endommagement par fatigue. La variation de la ténacité statique U_T pendant la fatigue représente la variation de la capacité d'absorber l'énergie du matériau avant rupture.

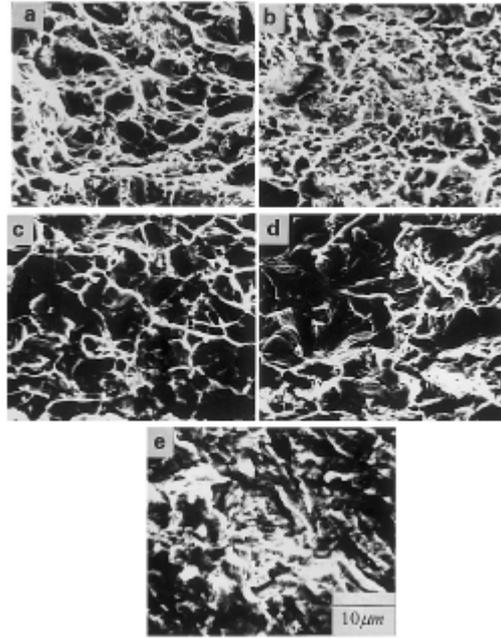


Figure 1.11 : Faciès de rupture des spécimens après les essais de tractions pour la contrainte maximale appliquée de 405 MPa par rapport aux différents pré-endommagements [23].

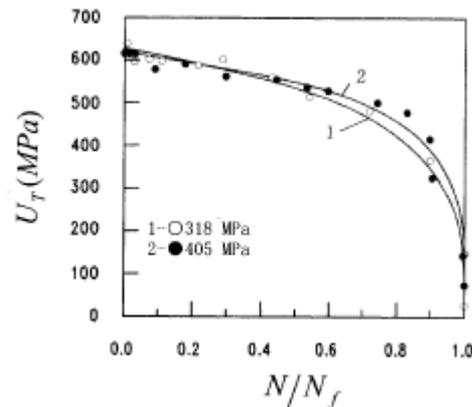


Figure 1.12 : Variation de la ténacité statique avec la fraction de vie ou pré-endommagement [23].

Lors d'un essai de fatigue à faible nombre de cycles (LCF) mené à chargement imposé pour un rapport $R = -1$, Y. Murakami and K.J. Miller dans leur étude [24], lient la perte de ductilité ou de ténacité statique (U_T) d'un matériau pré-endommagé par fatigue aux microfissures qui apparaissent progressivement. Ils ont utilisé des observations basées sur la reproduction par répliques plastiques de la surface étudiée sur un acier et sur un laiton 70/30. Ces observations ont été réalisées sur des zones d'initiation et de propagation de microfissures afin d'identifier leurs tailles. Ces auteurs ont réalisé des essais de traction avec des

éprouvettes endommagées à différents pré-endommagements présentant des microfissures de différentes tailles. Ils en déduisent que la perte de la ductilité du matériau est d'autant plus importante que la taille des microfissures augmente.

La figure 1.13 montre la ductilité d'un laiton 70/30 (courbe A : $\varepsilon_f = \ln(A/A_0)$), lors d'essais de traction sur des éprouvettes ayant subi préalablement différents pré-endommagements. Pour analyser l'influence des microfissures sur la ductilité, ils ont éliminé les microfissures de fatigue par polissage électrolytique et soumis les échantillons à la traction monotone. Les résultats montrent que la ductilité n'évolue plus en fonction du pré-endommagement comme dans le cas précédent (Courbe B). La courbe C montre que la chute de la ductilité est plus marquée lorsque les éprouvettes sont percées avec un trou de 200 μm de diamètre associé à différentes tailles de fissures et pour différents pré-endommagements. Ces auteurs identifient une taille critique de microfissure pour le laiton de l'ordre de 400 μm qui ferait chuter considérablement la ductilité.

Ces auteurs préconisent aussi la prise en compte de la taille et de la densité de microfissures dans les modèles de prédiction de durée de vie.

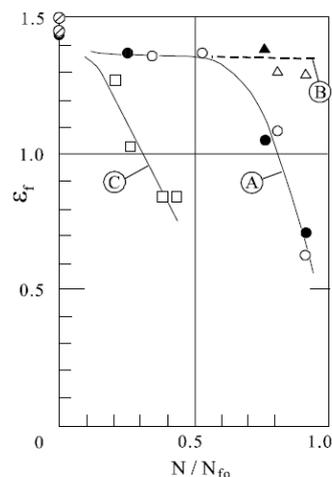


Figure 1.13 : Variation de la ductilité avec le pré-endommagement par fatigue LCF d'un laiton 70/30 [24].

U. Sanchez-Santana et al [25] ont étudié l'effet du pré-endommagement en fatigue sur le comportement en quasi statique d'un alliage d'aluminium 6061-T6 et d'un acier AISI 4140T. Les essais de pré-endommagement par fatigue oligocyclique (LCF) ont été réalisés en contrôle de déformation, avec un rapport de déformation de $R\varepsilon = 0.75$ et pour trois niveaux de pré-endommagement D (25, 50 et 75%). Les résultats des essais quasi statiques de traction

montrent que les caractéristiques mécaniques de l'alliage d'aluminium ne présentent pas d'évolution avec l'augmentation du niveau de pré-endommagement (Figure 1.14a). Par contre, pour l'acier une diminution significative de la limite d'élasticité, de la résistance maximale et de la déformation plastique totale en fonction du pré-endommagement a été observée. Ils n'ont pas constaté d'évolution du module de Young lors d'un pré-endommagement par fatigue (Figure 1.14b).

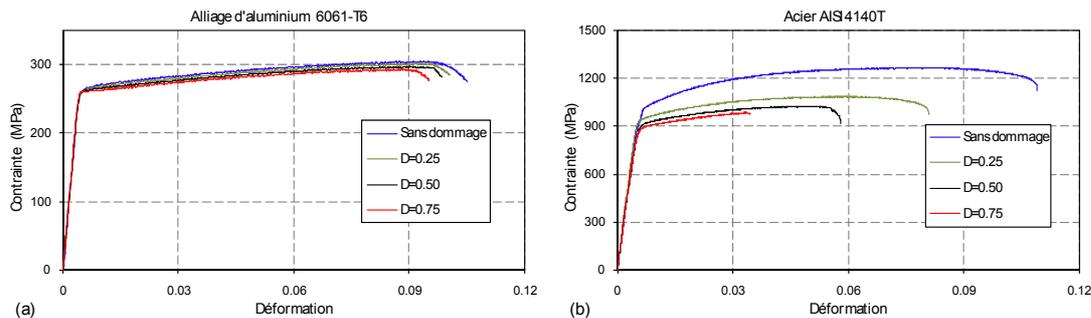


Figure 1.14 Courbes quasi-statiques contrainte-déformation : (a) de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) d'acier AISI 4140T pour différents niveaux de pré endommagement [25].

1.2.3 Microdureté

L'effet de durcissement et d'adoucissement lors d'un pré-endommagement par fatigue oligocyclique (LCF) sur un acier inoxydable austénitique 18Cr-8Ni a été étudié par Duyi Ye [26]. Les essais de fatigue ont été réalisés, à température ambiante, en contrôle de déformation avec un signal triangulaire, une vitesse de déformation de $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et pour un rapport de déformation $R_\varepsilon = -1$. Différentes amplitudes de déformation ε_a comprises entre 0.40 et 2.0% ont été considérées dans cette étude. Afin d'analyser les variations de la microdureté Vickers pendant le processus de pré-endommagement par fatigue, l'essai de fatigue a été interrompu, pour chaque éprouvette, à différents nombres de cycles avant la rupture ($0-2 \times 10^4$). Quinze essais de microdureté ont été réalisés sous une charge de 2.94 N (300 g) durant 15 s pour chaque pré-endommagement. Ils ont constaté que la microdureté augmente avec le nombre de cycles et avec l'amplitude de déformation (Figure 1.15). Cette augmentation est plus marquée pour les amplitudes de déformation de 1,2 et 2,0%.

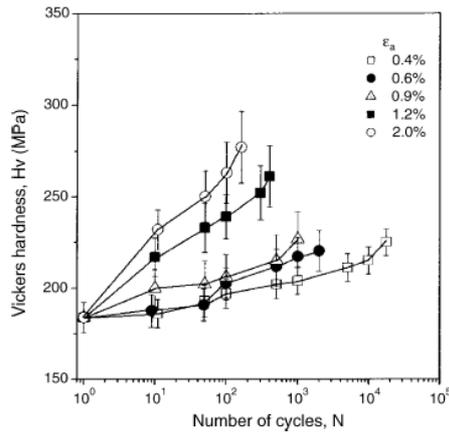


Figure 1.15 : Variation de la microdureté Vickers avec le nombre de cycles pour les amplitudes de déformation imposées [26].

Ils expliquent que le durcissement est lié à la multiplication des dislocations, à leurs interactions, à leur blocage éventuel et qui induisent simultanément une augmentation de la résistance à la déformation plastique et de la microdureté du matériau. Ils ont observé que la multiplication des dislocations et leur interaction étaient plus importantes lorsque l'amplitude de déformation augmentait (Figure 1.16). Aux fortes amplitudes de déformations (2,0%), ils observent que la densité de bandes de glissement est plus importante (Figure 1.17a) que pour les faibles amplitudes de déformations (0,40%), où elles sont moins nombreuses et plus éloignées les unes des autres (Figure 1.17b).

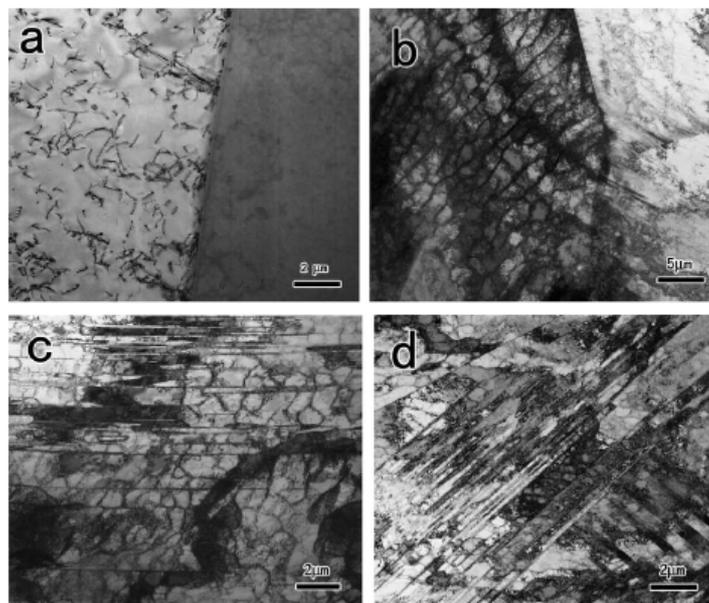


Figure 1.16 : Micrographies (TEM) des éprouvettes rompues par fatigue LCF à différentes amplitudes de déformation : a) $\epsilon_a = 0\%$; b) $\epsilon_a = \pm 0.4\%$; c) $\epsilon_a = \pm 0.9\%$; d) $\epsilon_a = \pm 2.0\%$ [26].

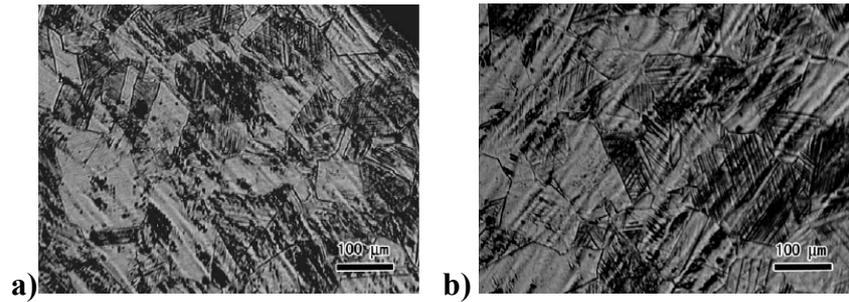


Figure 1.17 Microscopie Optique (M.O.) de la surface des éprouvettes rompues par fatigue LCF à une amplitude de déformation de : a) $\varepsilon_a = \pm 2,0\%$; b) $\varepsilon_a = \pm 0,4\%$ [26].

1.2.4 Résistance à la fatigue

Y. Lehéricy et J.Mendez [27] ont étudié l'influence du pré-endommagement par fatigue oligocyclique (LCF) à différents pourcentages de pré-endommagement (15, 30, 50, et 100%) sur la résistance à la fatigue en endurance (HCF) sur un acier inoxydable austénitique 304L. Les essais de fatigue (LCF) ont été réalisés en contrôle d'amplitude de déformation, avec un rapport de déformation, $R\varepsilon = -1$ et une amplitude de déformation totale de $\Delta\varepsilon_t/2 = \pm 0,30\%$.

Avant de mener les essais de fatigue en HCF, une analyse par MEB de la surface des éprouvettes montre l'existence de fissures de tailles variables. Elle révèle aussi que leur densité varie (Figure 1.18).

Les essais de fatigue en endurance HCF ont été réalisés jusqu'à la rupture en contrôle de charge avec un rapport de charge $R\sigma = -1$, à une fréquence de 10 Hertz. Ils ont observé que la résistance à la fatigue en HCF diminue lorsque le pré-endommagement en LCF augmente (Figure 1.19). Cette diminution est plus marquée pour le pré-endommagement de 50%, pour lequel la résistance a chuté de 200 MPa à 100 MPa. Pour 30% de dommage, la résistance a diminué de 20 MPa seulement (200 MPa à 180 MPa). La diminution est négligeable pour un pré-endommagement de 15%. Ces auteurs attribuent la diminution de la résistance à la fatigue à la densité de microfissures et à la taille des fissures. Ils concluent que les essais de cumul de dommage de LCF-HCF indiquent que les pré-dommages ont une influence très faible sur la résistance à la fatigue tant que la longueur maximale de la fissure est du même ordre que la grosseur du grain. En revanche, la résistance à la fatigue diminue brutalement quand la dimension de la fissure principale dépasse une valeur critique (200 μm).

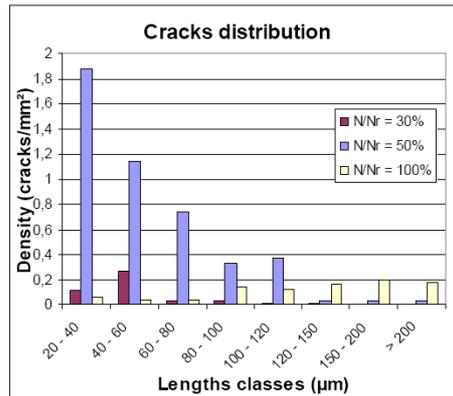


Figure 1.18 : Représentation des longueurs et densités de microfissures sur la surface pour les différents pré-endommagements en LCF [27].

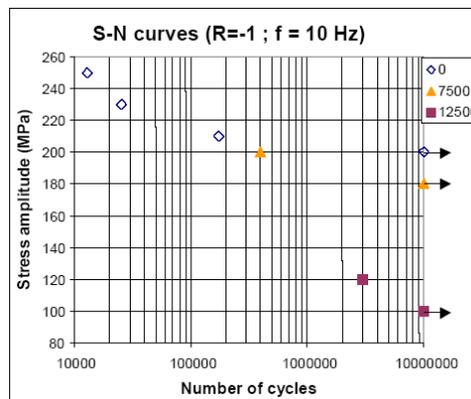


Figure 1.19 : Valeurs des résistances à la fatigue HCF à 10^7 cycles, pour les différents pré-endommagements en LCF ($N=7500$ cycles (30%) ; $N=12500$ cycles (50%)) [27].

1.2.5 Propriétés mécaniques statiques de traction après fatigue oligocyclique à haute température

Duyi Ye [28] a évalué les propriétés de traction d'un alliage à base nickel GH4145/SQ après pré-endommagement par fatigue LCF à haute température (538°C) et en déformation imposée pour deux amplitudes de déformation (0,5% et 0,7%) et pour différents pré-endommagements. Les propriétés mécaniques statiques résiduelles sont représentées sur la figure 1.20 en fonction du pré-endommagement par fatigue LCF.

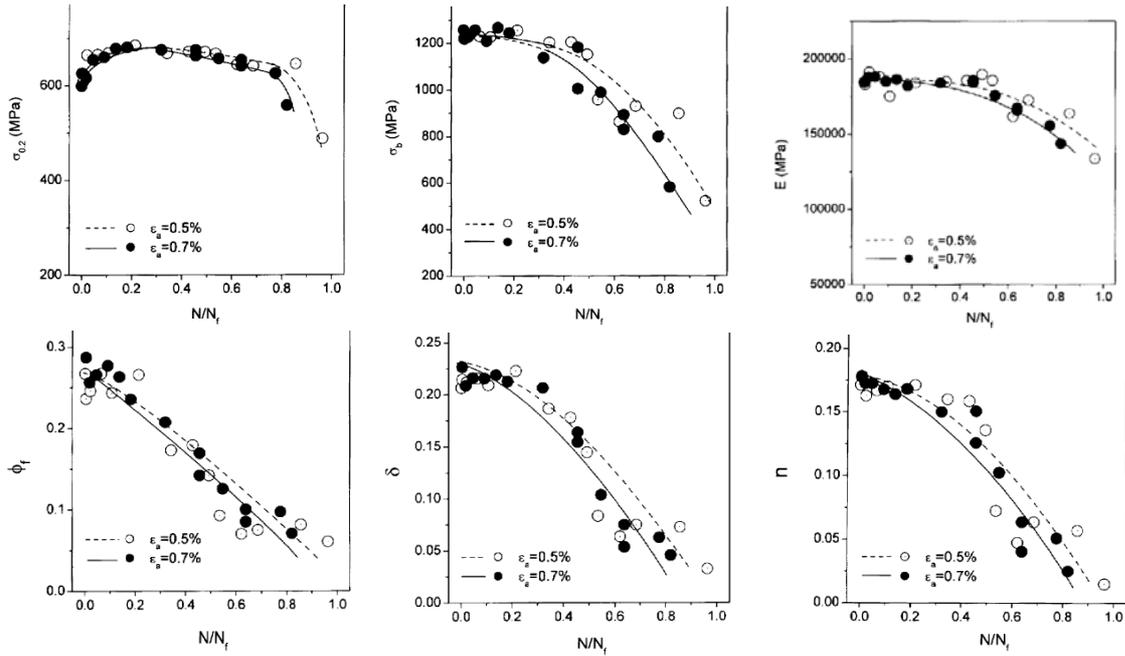


Figure 1.20 : Variation des propriétés mécaniques statiques d'un alliage de base nickel GH4145/SQ avec l'endommagement par fatigue LCF à haute température de 538°C [28].

On remarque que la limite d'élasticité ($\sigma_{y0.2}$), augmente après les premiers cycles et atteint alors sa valeur maximale aux environs de la fraction 10% de durée de vie. Au delà de 10% de la fraction de la durée de vie, la valeur de la limite d'élasticité reste stable et ne dépend pas du pré-endommagement. A la fin de la durée de vie (80-99%), la limite d'élasticité décroît fortement.

La contrainte ultime σ_u (σ_b dans la figure 1.20) et le module d'élasticité (E) montrent une certaine stabilité durant les premiers cycles en LCF (jusqu'à 40%). Au-delà de ce pré-endommagement, il y a une chute de ces deux propriétés. Les propriétés de ductilité, la striction (ϕ_f), l'élongation (δ) et l'exposant (n), montrent une forte diminution dès le début avec l'augmentation du pré-endommagement.

L'augmentation du pré-endommagement induit la transition d'un mode de rupture ductile à un mode de rupture fragile associé à la perte de la ductilité et à la ténacité inhérente au matériau. Cette observation est en accord avec la réduction des paramètres de macro-plasticité (ϕ_f , δ , et n) pendant le processus de fatigue LCF à haute température. Cet auteur propose une autre formulation de la ténacité statique (U_T) (éq. 1.42).

$$U_T = (\sigma_{0.2} + 2\sigma_u) \frac{n}{3} + 2\sigma_u \left(\ln \frac{1}{1-\phi_f} - n \right) + \sigma_u \left[\exp \left(n - \ln \frac{1}{1-\phi_f} \right) - 1 \right] \quad (1.42)$$

Où :

U_T : ténacité statique

$\sigma_{0.2}$: limite élastique

σ_u : résistance ultime

n : exposant d'écroutissement

φ_f : réduction d'aire ou striction

La ténacité statique U_T , est une propriété mécanique plus sensible à l'évolution du pré-endommagement en fatigue LCF que E , φ_f , δ , n , et σ_u . Sa réduction en fonction du pré-endommagement en fatigue LCF représente la chute de la capacité à absorber l'énergie jusqu'à la rupture dans l'alliage. Cette énergie est essentiellement associée à la dissipation irréversible de l'énergie de déformation plastique cyclique lors du pré-endommagement en fatigue. La figure 1.21 montre la diminution linéaire de la ténacité statique en fonction du pré-endommagement.

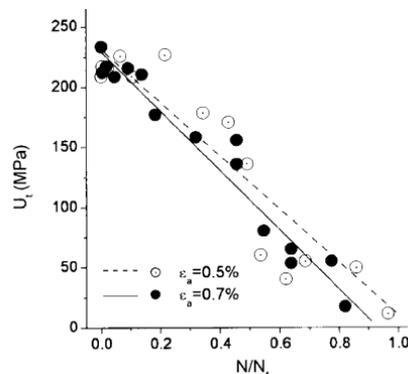


Figure 1.21 : Variation de la ténacité avec l'endommagement d'un alliage base nickel [28].

1.2.6. Propriétés dynamiques de traction

U. Sanchez-Santana et al. [25] ont étudié l'effet du pré-endommagement en fatigue sur le comportement en traction dynamique d'un alliage d'aluminium 6061-T6 et d'un acier AISI 4140T. Les essais de pré-endommagement par fatigue ont été réalisés en contrôle de déformation (faible nombre de cycles LCF), avec un rapport de déformation de $R\varepsilon = 0,75$ et pour trois niveaux de pré-endommagement D (25, 50 et 75%).

Les essais dynamiques ont ensuite été réalisés sur un dispositif de traction en utilisant les barres d'Hopkinson avec trois vitesses de projectile.

Ces auteurs observent, pour l'alliage d'aluminium, une réduction de la limite élastique quand le pré-endommagement augmente entre 25 et 75%. La limite élastique n'est pas sensible aux vitesses du projectile V_p (Figure 1.22a). Le module de Young E décroît d'environ 38% en fonction du pré-endommagement. Il est sensible aux vitesses du projectile entre 0 et 25% de pré-endommagement. Au-delà de 25% de pré-endommagement, la vitesse du projectile a peu d'influence sur le module de Young (Figure 1.22c).

Les résultats dynamiques pour l'acier montrent que la limite d'élasticité est la même pour les différentes vitesses du projectile ($V_p = 25$ et 30 m/s). Les valeurs de la limite d'élasticité dynamique (σ_y : 1200-1600 MPa) sont plus élevées que celle en quasi statique (σ_y : 900-1000 MPa). Les limites d'élasticité (statique / dynamique) présentent la même évolution en fonction du pré-endommagement (Figure 1.22b). Le module de Young diminue (entre 30 et 40%) par rapport aux vitesses du projectile et du pré-endommagement (Figure 1.22d).

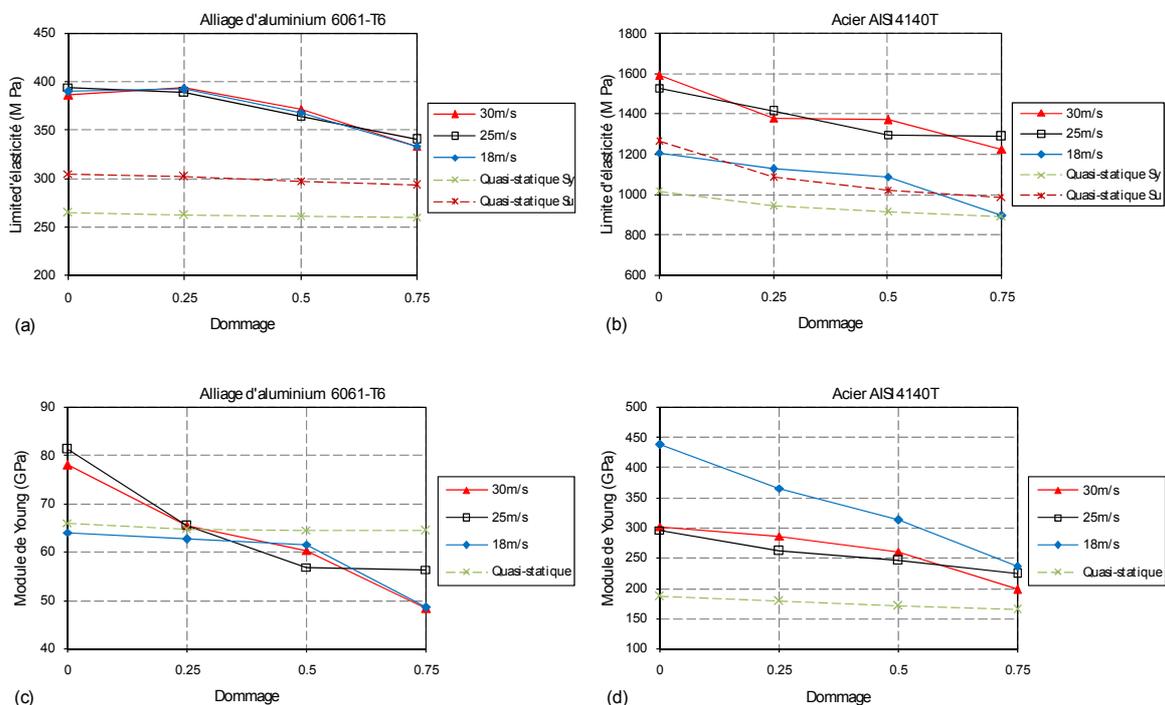


Figure 1.22 Effet des pré-endommagements de fatigue sur les propriétés mécaniques quasi-statiques et dynamiques de (a, c) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b, d) l'acier AISI 4140T [25].

En ce qui concerne la ductilité de l'alliage d'aluminium, l'étude montre que l'élongation et la striction ne sont pas sensibles aux vitesses du projectile pour les essais dynamiques. Elles

sont deux fois plus élevées que pour les essais quasi statiques. L'élongation et la striction (statique – dynamique) présentent une même tendance (augmentation) en fonction du pré-endommagement (Figure 1.23). C'est-à-dire que la ductilité de l'alliage d'aluminium augmente avec le pré-endommagement. Ceci est confirmé par les analyses au MEB où la présence des cupules a été observée pour un pré-endommagement de 75% et pas dans le cas sans pré-endommagement (Figure 1.24).

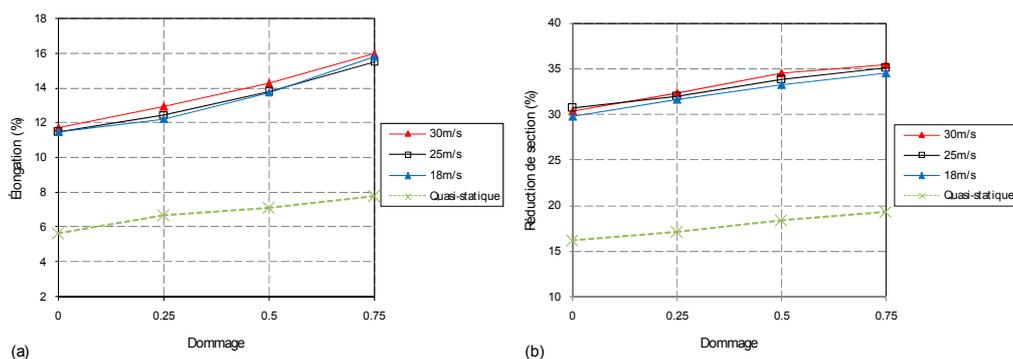


Figure 1.23 Effet des pré-endommagements de fatigue sur des paramètres de ductilité de l'alliage d'aluminium 6061-T6, (a) pourcentage d'élongation et (b) pourcentage de réduction de section [25].

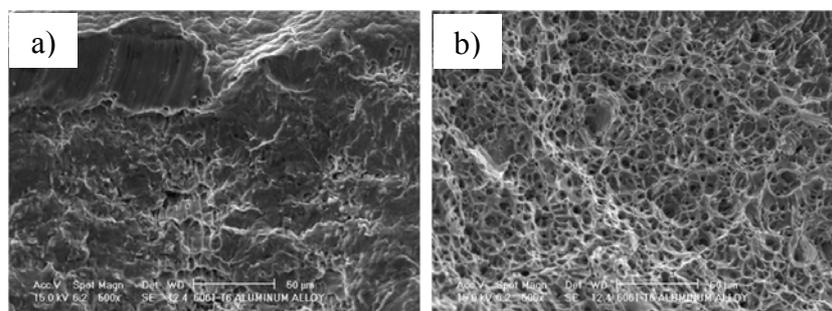


Figure 1.24 Facies de rupture ductile de l'alliage d'aluminium, a) essai de traction quasi statique, éprouvette non pré-endommagée (déformation plastique) et b) essai de traction dynamique ($V_p = 30$ m/s), éprouvette pré-endommagée avec $D=0,75$ (cupules) [25].

Pour l'acier, les élongations et les strictions sont peu sensibles aux vitesses de projectile. Pour les essais dynamiques après pré-endommagement, elles sont plus importantes que dans le cas quasi statique, et présentent une tendance (diminution) semblable par rapport aux élongations et strictions en quasi statique (Figure 1.25). Cette perte de ductilité (entre 10-50%) est plus importante au-delà d'un pré-endommagement $D=0.25$. Le pré-endommagement en fatigue a un effet néfaste sur la ductilité de l'acier AISI 4140T. Ceci est confirmé par les analyses au MEB où la présence de clivages a été observée pour un pré-endommagement de

75% (Figure 1.26). Les propriétés de ductilité dynamique présentent un comportement différent (opposé) par rapport à l'alliage d'aluminium.

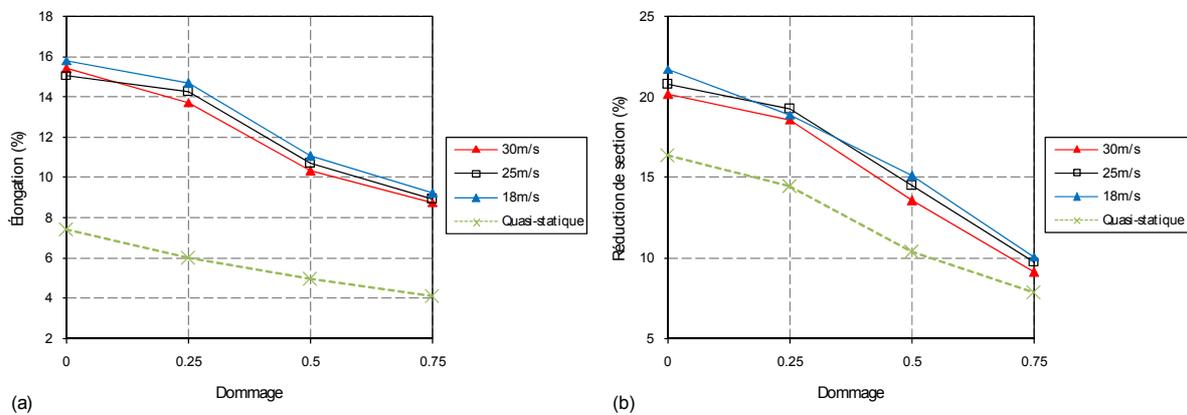


Figure 1.25 Effet du pré-endommagement en fatigue sur des paramètres de ductilité de l'acier AISI 4140T, (a) pourcentage d'élongation et (b) pourcentage de réduction de section [25].

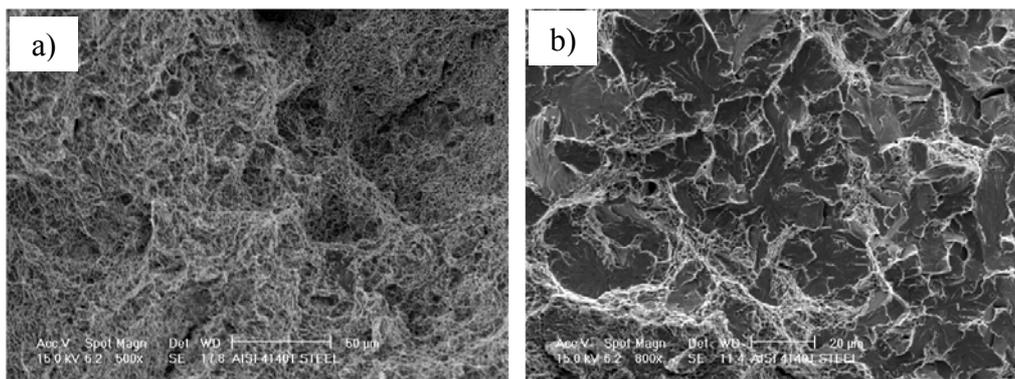


Figure 1.26 Facies de rupture de l'acier, a) essai de traction quasi statique, éprouvette non pré-endommagée (ductile - cupules) et b) essai de traction dynamique, éprouvette avec pré-endommagement $D=0,75$ (fragile-clivages) [25].

1.3 Effet du pré-endommagement en fatigue endurance (HCF) sur les propriétés mécaniques

1.3.1 Propriétés mécaniques statiques de traction

U. Sanchez-Santana et al [29] ont étudié l'effet du pré-endommagement en fatigue HCF sur le comportement en quasi statique d'un alliage d'aluminium 6061-T6 et d'un acier AISI 4140T. Les essais de pré-endommagement en fatigue ont été réalisés avec asservissement en contrôle de charge en grand nombre de cycles, avec un rapport de charge de 0,2 et pour trois niveaux de pré-endommagement D : 25, 50 et 75%. Ces auteurs observent pour l'alliage d'aluminium, une diminution non significative de la limite d'élasticité et de la résistance maximale (environ 5 %) avec l'augmentation de pré-endommagement. Le module de Young

n'est pas affecté par le pré-endommagement (Figure 1.27a). Par contre pour l'acier, une diminution significative de la limite d'élasticité et de la résistance maximale (environ 20 %) a été observée entre l'état initial (sans pré-endommagement) et le pré-endommagement de $D=25\%$. Entre 25 et 75 % de pré-endommagement, il n'y a pas de variation de ces deux caractéristiques. Le module de Young n'est pas affecté par le pré-endommagement comme dans le cas de l'alliage d'aluminium (Figure 1.27b).

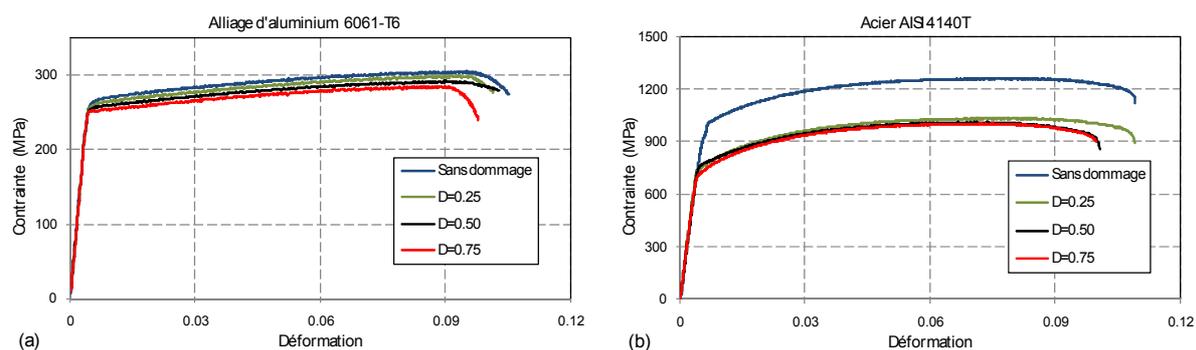


Figure 1.27 Courbes quasi-statique de contrainte-déformation (a) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) acier AISI 4140T pour différents niveaux de pré-endommagement [29].

Récemment Puchi et al [30] ont fait une étude de la variation des propriétés statiques de traction avec pré-endommagement en HCF sur un acier inoxydable 316L. Les essais de pré-endommagement par fatigue ont été effectués à la température ambiante avec une fréquence de 20 hertz et un rapport de charge $R = 0,1$. Le pré-endommagement a été réalisé sous deux niveaux de contraintes maximales de 400 et 476 MPa qui correspondent aux nombres de cycles à la rupture de 271000 et 144000 cycles. Ils ont utilisé deux pré-endommagements : 50% et 75%.

Afin de localiser le pré-endommagement, ces auteurs [30] ont réalisé un défaut de forme semi-sphérique de diamètre égale à 0.5 mm au centre de l'éprouvette (dans la partie utile). Selon ces auteurs [30] et Mukarami [24], la taille de ce défaut ou microfissure induite par fatigue n'affecte pas les propriétés macroscopiques de traction, par contre ce défaut permettra une localisation du pré-endommagement.

Les essais de traction monotone ont été réalisés à une vitesse de déplacement de 2 mm/min. Les résultats montrent que seule la limite élastique σ_y varie avec l'endommagement et que les autres paramètres (σ_u et φ) n'ont pas évolué avec le pré-endommagement (figure

1.28). Sur cette figure, ils observent aussi que la variation de la limite élastique dépend du niveau de la contrainte maximale de pré-endommagement.

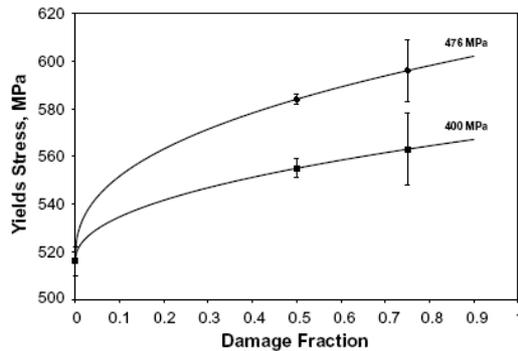


Figure 1.28 : Variation de la limite élastique avec la fraction de la durée de vie d'un acier inoxydable 316L [30].

Ils expliquent que l'augmentation de la limite d'élasticité indique également une augmentation de la densité de dislocations, sans toutefois atteindre le seuil correspondant au durcissement par microdéformation plastique. En outre, les effets de la plasticité liés à l'essai de traction des échantillons pré-fatigués provoqueront des densités de dislocation plus élevées que ceux développés pendant les endommagements à grand nombre de cycles.

Ils ont proposé une relation paramétrique entre la limite d'élasticité et le pré-endommagement à savoir :

$$\sigma_y = \sigma_{y0} - kD^n \quad (1.43)$$

Où : $\sigma_{y0} = 516$ MPa, correspond à la valeur initiale de la limite élastique sans pré-endommagement, k et n des coefficients déterminés expérimentalement.

Ils concluent aussi qu'il serait possible d'estimer la fraction de pré-endommagement d'un composant à partir des variations de la limite d'élasticité.

1.3.2 Microdureté Vickers

Duyi Ye et al. [31] ont étudié l'influence du pré-endommagement en fatigue à grand nombre de cycles sur la microdureté Vickers de la ferrite et de la perlite à la surface d'un acier à 0,45% de carbone traité à 1000°C pendant 1 heure. Ils ont pré-endommagé à température ambiante avec un rapport de charge $R = -1$ et une fréquence de 157 Hz.

Les nombres de cycles de pré-endommagement avant la mesure de la micro-dureté ont été choisis, entre $n = 0$ cycle, et la rupture $N_f = 10^6$ cycles. La charge appliquée lors des essais de

micro-dureté Vickers a été de 25 g pendant 15 s. La variation de la microdureté de la ferrite et de la perlite avec le nombre de cycles de pré-endommagement est illustrée sur la figure 1.29.

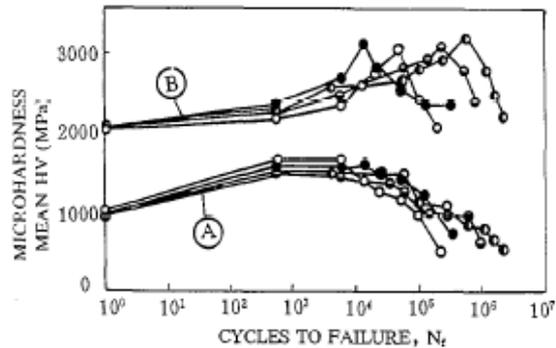


Figure 1.29 Variation de la microdureté Vickers de la ferrite (A) et de la perlite (B) avec le nombre de cycles cumulés en HCF [31].

Leurs résultats montrent que la variation des valeurs moyennes de microdureté Vickers des deux constituants avec le pré-endommagement présente trois phases pour la ferrite et la perlite. Pour la ferrite, ils constatent une augmentation durant les premiers 1000 cycles d'environ 50% suivie d'une phase assez courte (de 9000 cycles) où la microdureté reste constante et enfin une dernière phase où la microdureté chute. Pour la perlite, ils observent tout d'abord une phase d'accroissement léger (10 %) de la microdureté, puis une phase d'accélération de cette augmentation jusqu'à 10⁵ cycles de pré-endommagement et finalement une forte chute vers la rupture (N_f=10⁶ cycles).

Ils expliquent ces variations par le glissement plastique qui se produit de préférence dans quelques grains qui sont orientés selon des plans de glissement favorable. Durant la première phase, ces derniers sont dans la direction du cisaillement maximum, et provoquent un durcissement cyclique sur les grains [32 cité par 31]. En raison de ce durcissement cyclique, la résistance à la pénétration du matériau augmente et la valeur de la microdureté des grains augmente également.

Durant la seconde phase, le durcissement par fatigue se prolonge graduellement à d'autres grains, ce phénomène provoque une saturation du durcissement cyclique entraînant la stabilité de la microdureté. Quand la saturation est atteinte, des fines bandes de glissement se forment sur les grains où la déformation plastique est homogène [33 cité par 31]. L'adoucissement dû à la déformation plastique localisée dans les bandes de glissement provoque la diminution de la résistance à la pénétration [34 cité par 31] et de la microdureté. Les bandes de glissements

tendent à se propager aux grains voisins pour générer de nouvelles bandes de glissement [32, 33]. Celles-ci occasionnent une diminution continue de la microdureté jusqu'à la rupture.

En 1998, Duyi Ye et al. [35] ont étudié l'effet de durcissement et d'adoucissement provoqué par le pré-endommagement en fatigue endurance HCF sur deux aciers. L'acier au manganèse recuit à 1000°C pendant une heure donnant une taille de grain de 76µm et l'acier à 0.45% de carbone normalisés à 850°C pendant 20 min donnant une taille de grain de 16,5µm. Les conditions expérimentales sont similaires avec des chargements en amplitude de contrainte entre 231 et 271 MPa pour l'acier au manganèse et entre 315 et 352 MPa pour l'acier à 0,45% de carbone. La figure 1.30 montre la variation de la microdureté de la structure ferrito-perlitique des aciers avec le pré-endommagement (nombre de cycles).

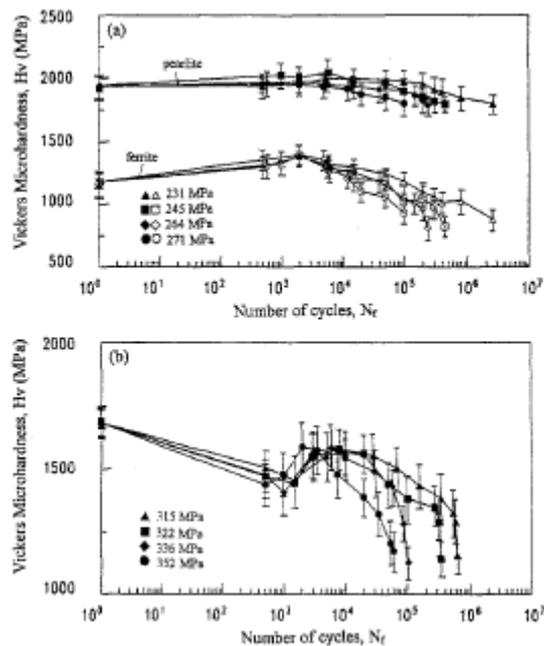


Figure 1.30 : Variation de la microdureté Vickers avec les nombres de cycles: a) 16 Mn acier recuit, b) 45# acier normalisé [35]

Les résultats montrent que lors du pré-endommagement en fatigue à grand nombre de cycles, la valeur moyenne de la microdureté Vickers pour l'acier au manganèse augmente environ de 20% pour la ferrite et de 10% pour la perlite durant la phase initiale du chargement cyclique (1000 cycles). Après un certain nombre de cycles (~2000 cycles) la microdureté atteint un maximum puis diminue durant la dernière phase.

Pour l'acier à 0,45% de carbone, normalisé, la valeur moyenne de la microdureté de la structure ferrito-perlitique est caractérisée par une diminution durant la phase initiale de près

de 20%, suivie d'une augmentation durant la seconde phase d'environ 15%. La microdureté atteint un maximum puis diminue durant la dernière phase comme pour l'acier au manganèse.

La dispersion de la micro-dureté est importante pour les deux matériaux. Cela indique que le durcissement ou l'adoucissement de fatigue est hétérogène à l'échelle de la taille du grain pendant le chargement cyclique. Cette dispersion est le résultat des effets suivants : l'orientation aléatoire des grains associée aux propriétés anisotropes de ceux-ci, de la présence de défauts tels que des joints de grain, des éléments en solution ou des précipités présents dans le matériau polycristallin.

Ils estiment également que la variation de la microdureté et le durcissement ou l'adoucissement résulteraient de l'évolution de la structure de dislocations (Figure 1.31) [33 cité par 35].

La multiplication des dislocations et leurs mouvements se produisent au voisinage de la surface du matériau, et de façon plus favorable dans les grains orientés selon les plans de glissement ou selon la direction du cisaillement maximum. Les interactions entre les dislocations ainsi que l'interaction des dislocations avec des défauts ponctuels, s'opposent à leur mouvement des dislocations. Ces interactions peuvent être considérées comme la raison principale de l'augmentation de la microdureté dans la phase initiale du chargement cyclique pour l'acier (16) au manganèse. Le durcissement des grains et la microdureté augmentent en même temps que le nombre de cycles de pré-endommagement.

L'acier à 0,45% de carbone normalisé a une densité de dislocations relativement élevée en comparaison de son état recuit [31].

Durant la première phase, le blocage des dislocations par des obstacles et le franchissement de ceux-ci sous le chargement cyclique semble être la cause de la diminution de la microdureté. L'augmentation de la micro-dureté et le durcissement de l'acier durant la seconde phase peuvent être attribués aux microdéformations plastiques des grains durant le processus de saturation sous chargement cyclique. Après saturation le nombre de bandes de glissement qui augmentent avec le nombre de cycles causera une diminution de la résistance à la déformation plastique dans les grains près de la surface. Il en résulte une diminution de la valeur moyenne de la microdureté jusqu'à la rupture pour les deux aciers.

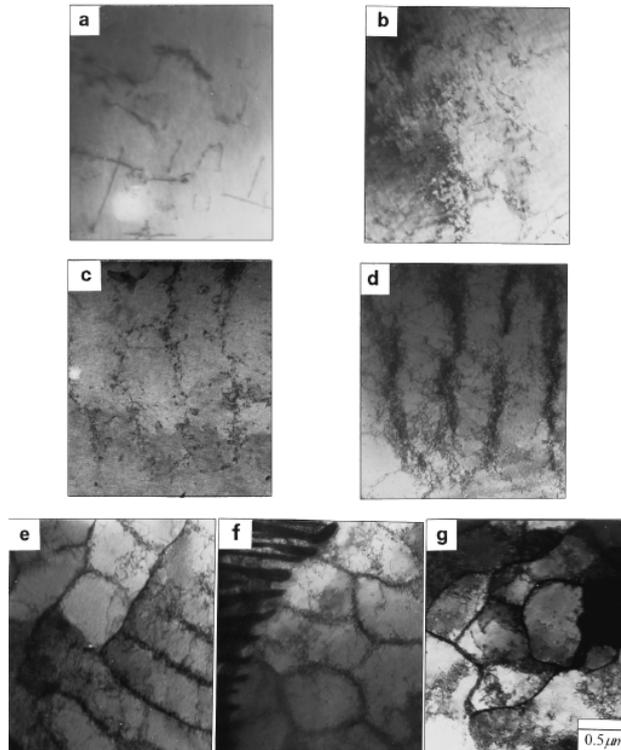


Figure 1.31 : Evolution de la structure des dislocations de la phase de ferrite de l'acier 16Mn avec le nombre de cycles : a) $N=0$, b) $N=30$, c) $N=800$, d) $N= 6.10^3$, e) $N= 3.10^4$, f) $N= 4.5 10^4$, d) $N= 6.10^4$ [35].

A partir des résultats précédents, Duyi Ye et Zhenlin Wang [36] ont développé un modèle pour étudier la pré-fissuration à partir d'essais de microdureté Vickers. Ils définissent un terme d'endommagement, D , pouvant être évalué en termes de variation de dureté pour l'endommagement isotrope.

$$D = 1 - \frac{H_D}{H} \quad (1.44)$$

Où : H_D et H sont respectivement la dureté du matériau pré-endommagé et d'un matériau sans pré-endommagement. La figure 1.32 montre l'évolution de l'endommagement D ainsi défini (eq 1.44) en fonction du pré-endommagement, défini en fraction de la durée de vie N/N_f . L'endommagement est défini pour la structure ferrito-perlitique dans les phases précédant la nucléation des fissures de fatigue. L'essai de micro-dureté Vickers permettrait d'évaluer de façon non destructive l'endommagement par fatigue des structures dans la phase de pré-fissuration.

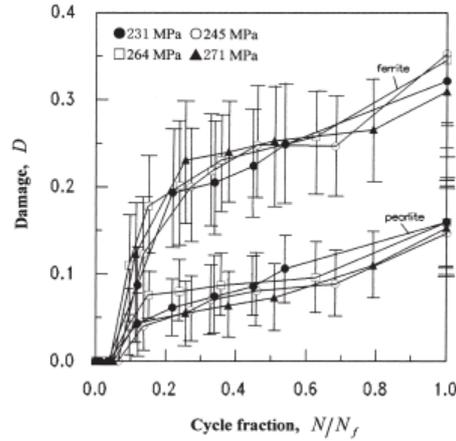


Figure 1.32 : Evolution de l'endommagement sur la surface des phases de perlite et ferrite en fonction de la fraction de vie pour l'acier 16Mn [36]

Pavlou D.G. [37] a relié l'endommagement par fatigue endurance (HCF) à l'augmentation de la microdureté Vickers pour un alliage d'aluminium 2024 T42. Le chargement cyclique a été appliqué avec différentes amplitudes de contrainte : 125, 150, 175, 200 et 225 MPa à une fréquence de 25 Hz et pour un rapport de charge de $R=-1$. Les résultats ont montré un durcissement au voisinage de la surface. La figure 1.33 représente l'augmentation de la dureté avec le nombre de cycles appliqués (pré-endommagement) pour l'amplitude de contrainte de 200 MPa.

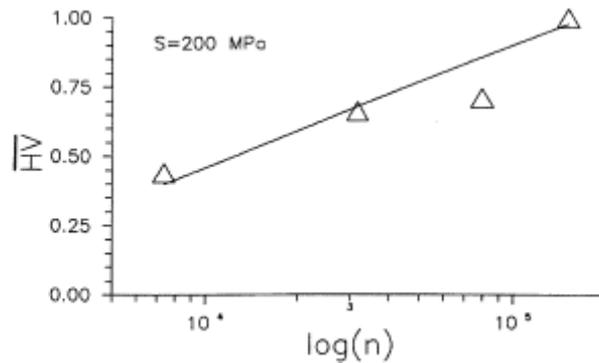


Figure 1.33 : Augmentation de la dureté Vickers normalisée de l'alliage d'aluminium 2024 T42 avec le nombre de cycles appliqués pour une amplitude de contrainte de 200 MPa [37].

Il a proposé la relation suivante:

$$\frac{\overline{HV}}{HV_{fo}} = \frac{\Delta(HV)}{HV_{fo}} \quad (1.45)$$

Où :

\overline{HV} : Quantité normalisée de la variation de la dureté,

$\Delta(HV)$: Augmentation de la dureté après n cycles de fatigue d'amplitude constante.

HV_{fo} : Augmentation de la dureté à la rupture de l'élément.

L'endommagement, en fonction du nombre de cycles et du chargement appliqué, est corrélé à la dureté normalisée par la relation :

$$D(n, \sigma) = \overline{HV}(n, \sigma) \quad (1.46)$$

Où :

D : endommagement

n : nombre de cycles appliqués,

σ : contrainte appliquée.

Pantelakis et al. [38] ont proposé une relation exponentielle pour estimer l'augmentation de la dureté de l'alliage d'aluminium 2024 T3 en fonction du nombre de cycles en fatigue en utilisant la nano-indentation instrumentée de charge-décharge. Les essais de cumul de dommage ont été réalisés avec un rapport de charge $R= 0,1$ et pour trois contraintes maximales appliquées : 180, 200 et 250 MPa. Ils ont été menés à une fréquence de 25 hertz à la température ambiante de 25°C. Les essais de fatigue ont été interrompus à différents nombres de cycles afin de balayer plusieurs fractions de durée de vie (pré-endommagement). La profondeur de contact, h_c , a été choisie pour évaluer et représenter l'augmentation de dureté. Les figures 1.34 a, b et c représentent la diminution de la profondeur de contact h_c (ou augmentation de la dureté) avec la fraction de nombre de cycles (pré-endommagement). La figure 1.34d représente la variation de h_c en fonction de la contrainte maximale appliquée.

La relation exponentielle proposée exprimant la variation de la profondeur de contact (dureté) en fonction de la fraction de durée de vie est de la forme :

$$h_c = P_1 + P_2 \cdot e^{\left[\frac{-(n/N_f)}{P_3}\right]} \quad (1.47)$$

Où : h_c représente la profondeur de contact ($h_c = h_p$ dans la figure 1.34), n/N_f la fraction de la durée de vie (pré-endommagement) et P_1, P_2, P_3 sont des coefficients qui dépendent du matériau et de la contrainte maximale appliquée. Les valeurs de ces paramètres sont données dans le tableau 1.1

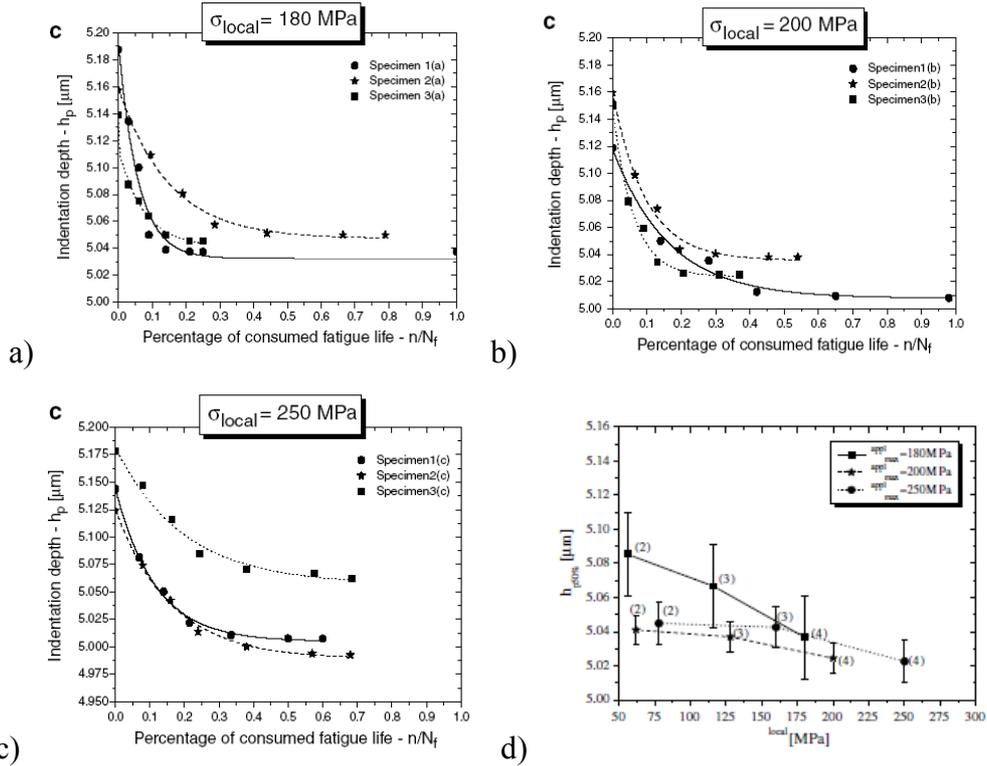


Figure 1.34 : Variation de la profondeur de contact avec la durée de vie pour les trois contraintes maximales appliquées: a) $\sigma_{max} = 180 \text{ MPa}$; b) $\sigma_{max} = 200 \text{ MPa}$; c) $\sigma_{max} = 250 \text{ MPa}$. d) Variation de la profondeur de contact avec la contrainte maximale appliquée [38].

Maximum applied stress σ_{max}^{app} at area 4 [MPa]	Applied stress σ_{local} at specimen locations 2,3,4 [MPa]		Fitting coefficients		
			P_1 [μm]	P_2 [μm]	P_3
180	2	56	5.0813	0.0842	0.1057
	3	116	5.0658	0.0906	0.0923
	4	180	5.0418	0.1208	0.0846
200	2	62	5.0412	0.1027	0.0734
	3	128	5.0381	0.1045	0.0757
	4	200	5.0225	0.1199	0.1065
250	2	78	5.0406	0.1036	0.1492
	3	160	5.0379	0.1117	0.1557
	4	250	5.0169	0.1337	0.1575

Tableau 1.1 : Valeurs des coefficients P_1 , P_2 et P_3 pour les contraintes maximales [38].

1.3.3 Paramètres de ténacité statiques

C. Rubio-Gonzalez et al [39], ont étudié l'influence de l'endommagement par fatigue HCF sur les paramètres critiques de ténacité statique K_{IC} pour un alliage d'aluminium 6061-T6 et pour un acier AISI 4140. Le rapport de charge était de $R = 0,2$ et la fréquence de 10 Hz. Ils ont appliqué, pour l'aluminium, une contrainte maximale de 180 MPa (ce qui correspond à un nombre de cycles à la rupture de 112000 cycles) et, pour l'acier, une contrainte maximale de 650 MPa (ce qui correspond à une durée de vie à la rupture de 250000 cycles). Les figures

1.35 a et b montrent respectivement, pour l'acier et l'aluminium, l'évolution de K_{IC} en fonction du pré-endommagement.

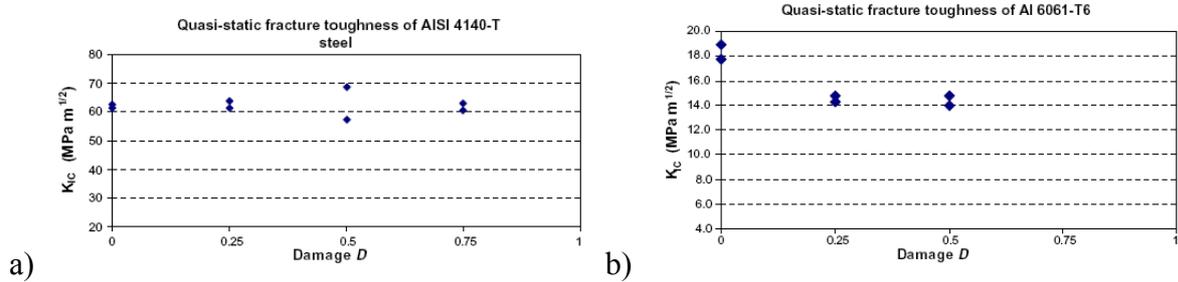


Figure 1.35 : Variation des paramètres critiques de ténacité statiques K_{IC} en fonction du pré-endommagement par fatigue en HCF : a) Acier AISI 4140) ; b) Aluminium 6061-T6 [39].

Pour l'acier le pré-endommagement n'a aucune influence significative sur K_{IC} , par contre pour l'aluminium une diminution d'environ 20% de ce paramètre est observée pour une fraction de durée de vie de 25% (pré-endommagement). Au-delà d'un pré-endommagement de 25% la ténacité K_{IC} ne change plus.

Les auteurs estiment que cette diminution peut s'expliquer à partir de la théorie des dislocations citée précédemment.

1.3.4 Paramètres de ténacité dynamiques

Ces mêmes auteurs [39] ont aussi étudié l'influence du pré-endommagement ($D= 25, 50$ et 75%) sur le paramètre de ténacité dynamique K_{ID} , pour trois vitesses de projectile en utilisant les barres d'Hopkinson sur des éprouvettes de flexion trois points en gardant les mêmes conditions de chargement.

Les résultats obtenus pour la ténacité dynamique sont inversés par rapport à ceux obtenus pour la ténacité statique. La figure 1.36b montre, pour l'alliage d'aluminium, qu'il n'y a aucun effet du pré-endommagement et de la vitesse du projectile sur la valeur de K_{ID} . Cette figure montre en effet qu'il n'y a pas de variation de la force d'impact en fonction du temps, et qu'il n'y a pas d'influence de la vitesse de déformation sur K_{ID} pour l'aluminium.

La figure 1.36a montre, pour l'acier, un effet du pré-endommagement sur K_{ID} . K_{ID} décroît d'environ 55% avec le pré-endommagement $D=75\%$, la vitesse d'impact n'a pas un effet significatif sur K_{ID} .

Des observations au MEB (figure 1.37), ont permis à C. Rubio-Gonzalez et al [39] d'associer la diminution de la ténacité de l'acier à la fragilisation causée par le pré-endommagement. Ils ont en effet observé un changement de mode de rupture passant d'une

rupture ductile à cupules pour $D=0$ à une rupture mixte ductile-fragile avec des zones de clivage pour $D= 75\%$.

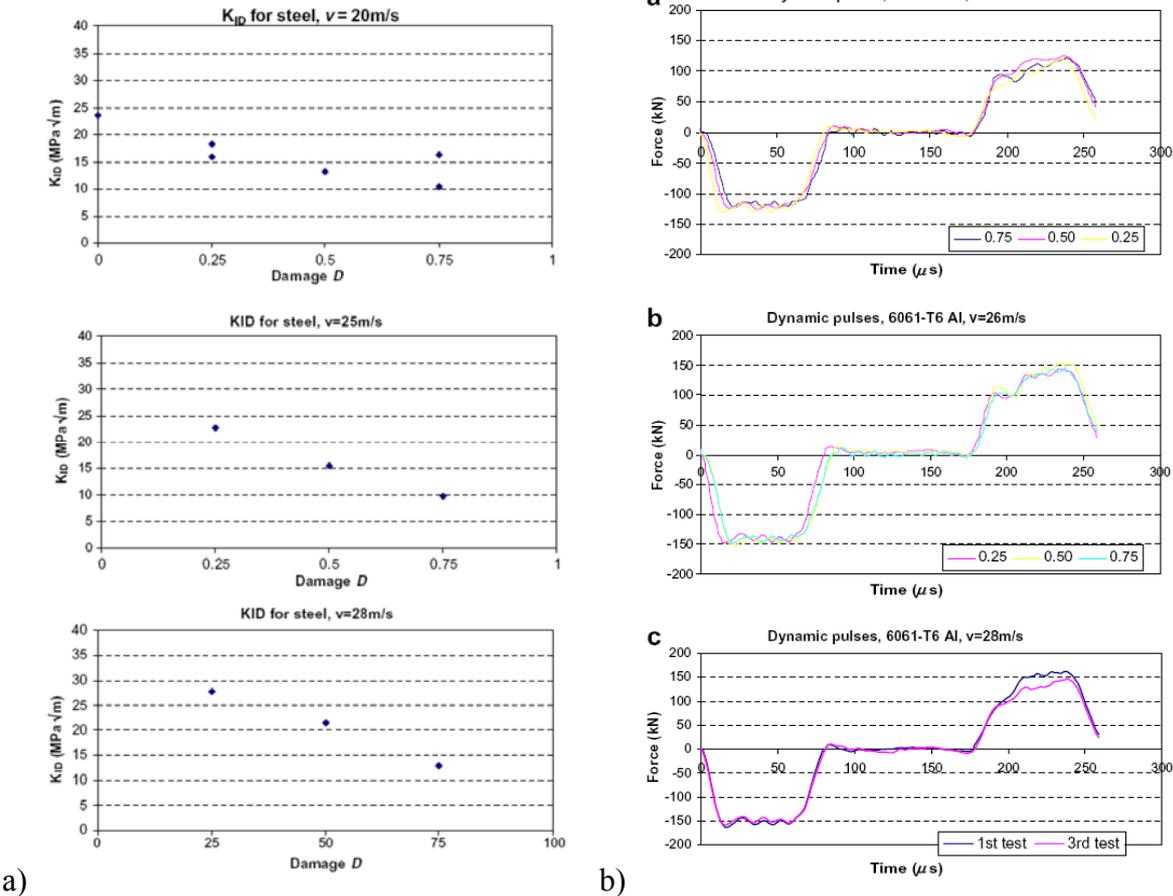


Figure 1.36 : a) Effet de l'endommagement sur K_{ID} pour l'acier AISI 4140 pour les différentes vitesses d'impact du projectile. b) Variation de la force d'impact du projectile avec le temps pour les différentes fractions de pré-endommagement et différentes vitesses d'impact pour l'alliage d'aluminium [39].

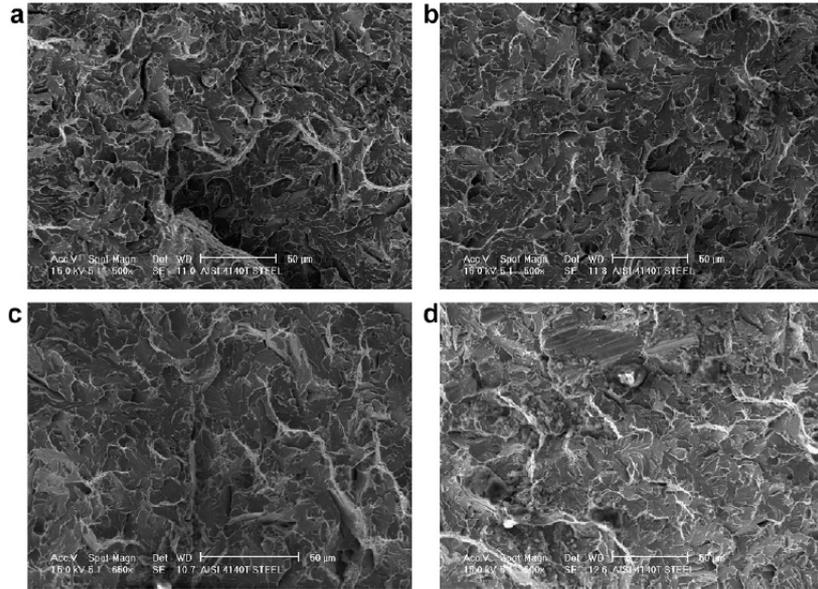


Figure 1.37 : Faciès de rupture par essais d'impact d'un acier AISI 4140 avec différents pourcentage de pré-endommagement et vitesses d'impact du projectile :
 a) $D=0$, $V_p = 20\text{m/s}$; b) $D= 0.75$, $V_p = 20\text{m/s}$; c) $D= 0.25$, $V_p = 28\text{m/s}$ d) $D=0.75$, $V_p = 28\text{m/s}$ [39].

1.3.5 Résistance à la fatigue

Froustey C et Lataillade J.C. [40] ont réalisé une étude expérimentale pour quantifier l'influence d'un pré-endommagement par déformation plastique sur la résistance résiduelle à la fatigue endurance HCF de deux alliages d'aluminium 2017A-T3 et 5454-O. Les pré-déformations plastiques ou élongations ont été effectuées avec deux vitesses de déformation (quasi-statique et impact) et pour plusieurs élongations contrôlées. La résistance résiduelle à la fatigue a été estimée sous un niveau de contrainte qui correspond environ à 2.10^5 cycles pour les matériaux non pré-endommagés. Le niveau de contrainte était de 220 MPa pour l'alliage 2017A-T3 et de 140 MPa pour l'alliage 5454-O. Les essais de fatigue pour déterminer la résistance résiduelle ont été réalisés avec un rapport de chargement $R = -1$. Les pré-élongations appliquées aux éprouvettes en chargement quasi-statique et dynamique étaient entre 0,5 et 2,5 mm à une vitesse de déformation quasi-statique de 2.10^{-3} s^{-1} et dynamique de 300 s^{-1} . Les figures 1.38 a et b représentent respectivement pour les alliages 2017A-T3 et 5454-O les courbes contrainte vraie-déformation vraie.

Les pré-élongations ont été caractérisées par le facteur k (%), défini par le rapport de l'élongation imposée sur l'élongation à la rupture par impact. Les valeurs de k sont de 25, 50 et 75%. L'effet de la vitesse de déformation lors du pré-endommagement a été étudié avec les mêmes valeurs de k pour les deux configurations traction quasi-statique et dynamique.

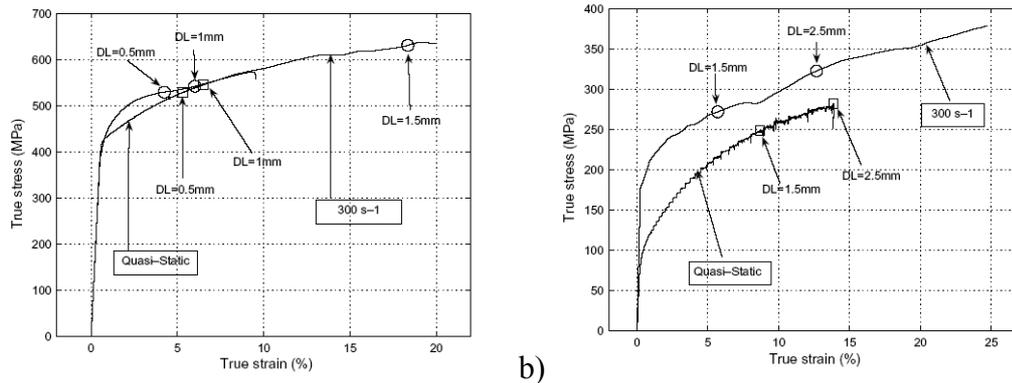


Figure 1.38 : Courbes contrainte-déformation vraie pour les pré-déformations des matériaux a) 2017A-T3 ; b) 5454-O [40].

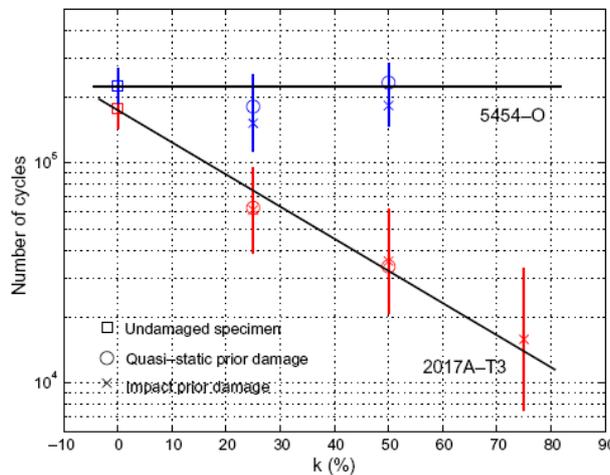


Figure 1.39 : Variation de la résistance à la fatigue résiduelle après des pré-dommages de déformation par chargement quasi-statique et d'impact [40].

Après pré-déformation par chargement statique et dynamique les éprouvettes sont soumises à la fatigue en HCF dans les conditions mentionnées plus haut.

La figure 1.39, montre que l'alliage 5454-0 n'est pas sensible à la vitesse de déformation ni à la pré-déformation. La résistance à la fatigue de cet alliage n'évolue pas. Dans le cas de l'alliage 2017A-T3 la vitesse de déformation n'a aucune influence par contre la pré-déformation diminue la résistance à la fatigue de 2×10^5 cycles (sans pré-élongation) jusqu'à 15×10^3 cycles (75% d'élongation)

1.3.6 Propriétés mécaniques en traction dynamique

U. Sanchez-Santana et al [29] ont aussi étudié l'effet du pré-endommagement en fatigue sur le comportement en dynamique d'un alliage d'aluminium 6061-T6 et d'un acier AISI

4140T. Les essais dynamiques ont été réalisés sur un dispositif de traction en utilisant les barres d'Hopkinson avec différentes vitesses d'impact du projectile. Les essais de pré-endommagement de fatigue ont été réalisés avec asservissement en contrôle de charge (grand nombre de cycles), avec un rapport de charge R de 0,2 et pour trois niveaux de pré-endommagement D : 25, 50 et 75%. La limite d'élasticité dynamique de l'alliage d'aluminium décroît d'environ 18 % quand le pré-endommagement augmente ($D=75\%$). Par contre la limite d'élasticité n'est pas sensible aux vitesses du projectile v entre 18 et 25 m/s (Figure 1.40.a). De même, la limite d'élasticité dynamique de l'acier n'est pas sensible aux vitesses du projectile ($V_p = 18$ et 25 m/s). Par contre celle-ci décroît d'environ 30 % quand le pré-endommagement par fatigue augmente ($D=75\%$). Cette propriété reste constante ($\sigma_y = 1400$ MPa) pour une vitesse de projectile de 30 m/s et est indépendante du pré-endommagement (Figure 1.40b).

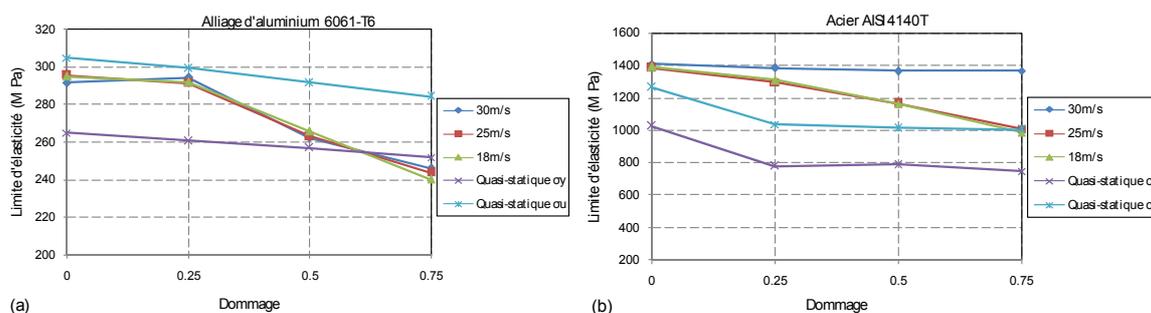


Figure 1.40 Effet d'un pré-endommagement en fatigue sur les propriétés mécaniques quasi-statiques et dynamiques (a) de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) de l'acier AISI 4140T [29].

Pour l'alliage d'aluminium la ductilité, exprimée en termes d'élongation et de striction dynamiques (Figure 1.41), n'est pas sensible aux vitesses de déformation. L'élongation et la striction dynamiques sont plus élevées pour les essais dynamiques que pour les essais quasi statiques. La figure 1.41 montre que l'élongation et la striction, statique et dynamique, augmentent lorsque le pré-endommagement augmente. C'est-à-dire que la ductilité de l'alliage d'aluminium, exprimée en termes d'élongation et de striction, augmente avec l'accroissement du pré-endommagement. Les analyses au MEB montrent en effet la présence des cupules pour la vitesse du projectile de 30 m/s pour les cas sans pré-endommagement (Figure 1.44 a et b) et avec un pré-endommagement de 75% (Figure 1.42 c et d).

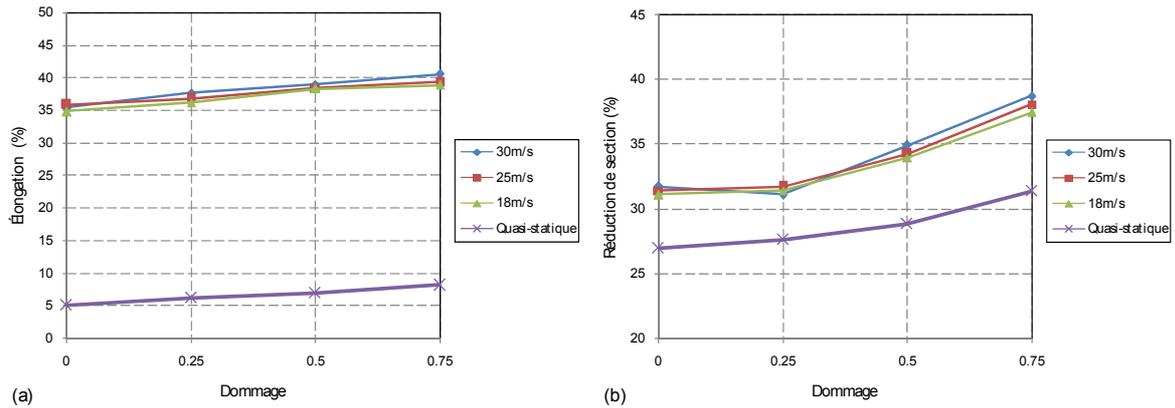


Figure 1.41 Effet d'un pré-endommagement en fatigue sur les pourcentages: a) d'élongation et b) de réduction de section de l'alliage d'aluminium 6061-T6 [29].

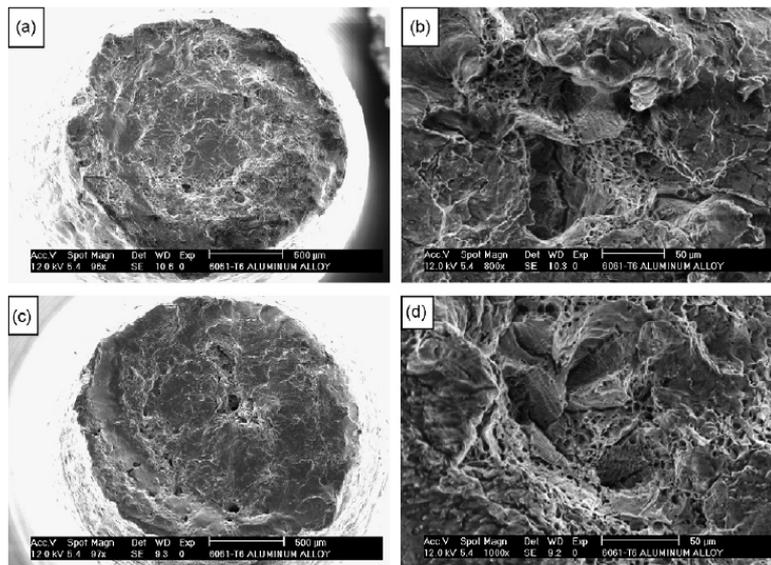


Figure 1.42 : Micrographies au MEB des échantillons dans la surface de rupture de l'aluminium : (a, b) Sans pré-endommagement, $V_p = 30\text{m/s}$, (c, d) $D = 75\%$, $V_p = 30\text{m/s}$ [29].

Dans le cas de l'acier, l'élongation pour les essais dynamiques est peu sensible aux vitesses de déformation. Elle est plus importante que pour les essais quasi statiques sauf pour un pré-endommagement de 75% où elle atteint la même valeur. L'élongation, en fonction du pré-endommagement, présente une diminution plus marquée pour les essais dynamiques que pour les essais quasi statiques (Figure 1.43a). La striction lors des essais dynamiques est légèrement sensible aux vitesses de projectile pour le pré-endommagement entre 25 et 50% (Figure 1.43b). Cette figure 1.43b montre pour un pré-endommagement en fatigue compris entre 0 et 50%, que la striction dynamique ($\varphi : 20 - 16\%$) est plus élevée que celle en quasi statique ($\varphi = 7 - 6\%$). En outre, entre 50 et 75% de pré-endommagement la diminution de la

striction dynamique est plus accentuée. Celle-ci retrouve la valeur de la striction statique ($\phi = 3\%$).

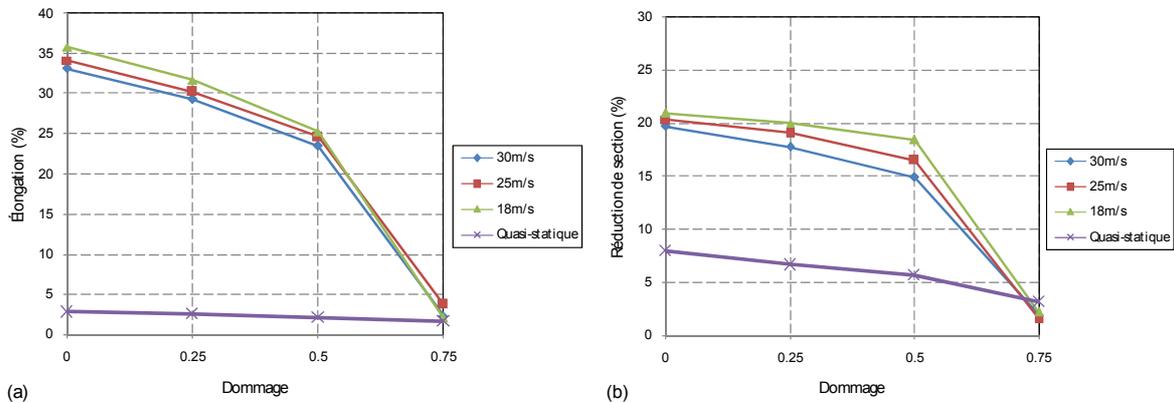


Figure 1.43 Effet d'un pré-endommagement en fatigue sur les pourcentages: a) d'élongation et b) de réduction de section de l'acier AISI 4140T [29].

Le pré-endommagement en fatigue induit une fragilisation et une diminution de la ductilité de l'acier. Les analyses au MEB (Figure 1.44) montrent en effet une transition d'une rupture ductile à cupules ($D=0$, $V_p=30$ m/s) à une rupture (mixte) fragile-ductile avec clivages ($D=75\%$, $V_p=30$ m/s).

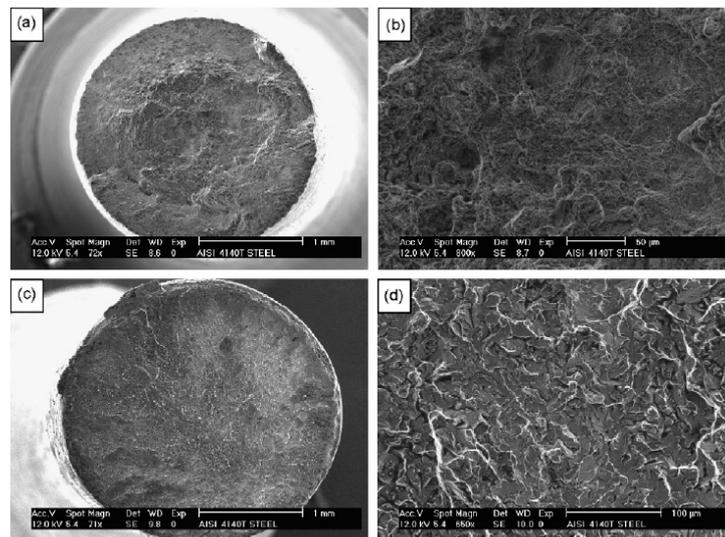


Figure 1.44 : Micrographies au MEB des échantillons dans la surface de rupture de l'acier : (a, b) Sans pré-endommagement, $V_p=30$ m/s, (c, d) $D=75\%$, $V_p=30$ m/s [29].

1.4 Conclusion

Cette partie concerne l'étude bibliographique à propos de l'influence d'un pré-endommagement sur les propriétés mécaniques statiques des matériaux. Tout d'abord, cette partie montre qu'il y a peu de travaux qui abordent ce sujet. La majorité de ces travaux ont été publiés durant les années 2006 – 2008. Au travers de cette synthèse bibliographique, nous pouvons ressortir quelques éléments essentiels :

La variation des propriétés mécaniques statiques en fonction du pré-endommagement dépend du matériau.

Concernant le pré-endommagement par fatigue oligocyclique (LCF), les aciers sont sensibles au pré-endommagement et présentent une diminution, par contre les alliages d'aluminium ne sont pas sensibles au pré-endommagement.

En général, la diminution des propriétés mécaniques et/ou des paramètres décrivant la ductilité est attribuée d'une part à la présence de microfissures de fatigue et d'autre part, à l'évolution de dislocations. Cette diminution est aussi confirmée par le changement du mode de rupture de ductile (sans pré-endommagement) à mixte ductile-fragile (avec pré-endommagement).

Dans le cas du pré-endommagement en fatigue à grand nombre de cycles (HCF), très peu de travaux sont publiés. Tout d'abord, les résultats présentés dans cette synthèse concernant les propriétés résiduelles de l'acier pré-endommagé en HCF sont contradictoires : dans la référence [29], les caractéristiques mécaniques de traction diminuent (elles sont toutes sensibles au pré-endommagement), par contre, selon les travaux de la réf [30], seule la limite élastique présente une augmentation en fonction du pré-endommagement.

En ce qui concerne les alliages d'aluminium, nous retrouvons le même comportement que dans le cas de la fatigue oligocyclique.

La microdureté présente en général une augmentation avec le pré-endommagement (HCF) pour les cas des alliages d'aluminium. Dans le cas des aciers, trois phases (augmentation, saturation et diminution) sont présentes. L'effet du pré-endommagement (HCF) sur la ténacité K_{Ic} dépend aussi du matériau. Pour un acier, celle-ci ne subit pas d'influence alors qu'elle diminue pour un l'alliage d'aluminium.

Enfin, l'étude bibliographique a montré que la variation des différentes propriétés mécaniques est liée à la présence de dislocations, à leur mouvement et leur blocage. Cette variation est confirmée généralement par le changement du mode de rupture finale qui de ductile devient ductile-fragile.

CHAPITRE II
PARTIE EXPERIMENTALE

2. Partie Expérimentale

Ce chapitre présente le matériau, les essais et les conditions d'essais. On y trouvera notamment les caractéristiques mécaniques de l'alliage d'aluminium 6082-T6, la géométrie des éprouvettes utilisées, la procédure expérimentale de pré-endommagement par fatigue et la détermination expérimentale des différentes propriétés et/ou paramètres étudiés dans ce travail.

2.1 Présentation du matériau

Le matériau utilisé dans cette étude est un alliage d'aluminium de la série 6000. Il a une très bonne aptitude à la déformation plastique (filage, matriçage principalement) et à la mise en forme à froid à l'état recuit. Il est très utilisé pour les profilés. Ses caractéristiques mécaniques sont inférieures à celles des alliages de la série 2000 ($\sigma_u = 476$ MPa; $\sigma_y = 303$ MPa) et 7000 ($\sigma_u = 560$ MPa; $\sigma_y = 500$ MPa). Ses caractéristiques peuvent être augmentées par addition de silicium qui donnera le précipité durcissant Mg_2Si . Il a une excellente résistance à la corrosion notamment atmosphérique. Il possède une excellente soudabilité (soudure à l'arc ou brasage) et trouve son utilisation dans les structures de charpente (pylône...), des transports ferroviaires (composants et éléments de machines grâce à son bon rapport entre sa résistance à la traction et sa faible densité) et aéronautiques (liaisons électriques, boîtiers électroniques embarqués..) [41].

Le matériau utilisé est un alliage d'aluminium 6082-T6 dont la composition chimique en pourcentage massique est donnée dans le tableau 2.1. Les principaux éléments d'addition de cet alliage d'aluminium sont le magnésium et le silicium. L'état T6 correspond à un traitement thermique de mise en solution, trempé et revenu.

Cet alliage a été fourni en lames de $1 \times 1000 \times 1500$ mm³ à partir desquelles nous avons prélevé les éprouvettes utilisées pour cette étude. Elles ont été usinées avec une machine à commande numérique puis polies mécaniquement.

Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn	Ti	Al
0,6	0,7	0,24	0,06	0,9	0,02	0,06	0,02	bal

Tableau 2.1. Composition chimique de l'alliage d'aluminium 6082-T6 (% massique)

2.1.1 Microstructure

L'aspect morphologique de la microstructure est directement lié au mode d'obtention du produit ainsi qu'aux traitements thermiques. Pour réaliser une observation métallographique

du matériau, celui-ci est prélevé dans les sens longitudinal puis enrobé dans de la résine. Après polissage une attaque chimique (réactif de Keller sur une durée de 45 secondes) met en évidence la morphologie des différents grains. La coupe longitudinale (Figure 2.1) illustre clairement l'allongement et l'orientation des grains, liés au procédé de mise en forme.

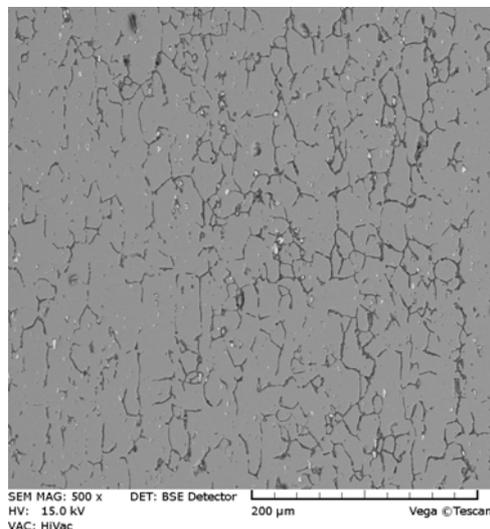


Figure 2.1 Microstructure de l'alliage 6082-T6. Coupe longitudinale

2.2 Propriétés en traction

Les essais de caractérisation en traction du matériau vierge ont été réalisés selon la norme ASTM E8 [42] sur une machine d'essais servo-hydraulique INSTRON 8500 (capacité ± 100 kN). La géométrie et les dimensions de l'éprouvette utilisée pour ces essais sont données par la figure 2.2.

La charge monotone a été appliquée à la vitesse de déformation de 0.0001 s^{-1} .

Les mesures de valeurs de déformation vraie et de contrainte vraie de la zone utile de l'éprouvette ont été déterminées à l'aide du système vidéo Apollor. Le pilotage de la machine et l'acquisition des données ont été effectués par un ordinateur équipé du logiciel LABTEC, MAX.

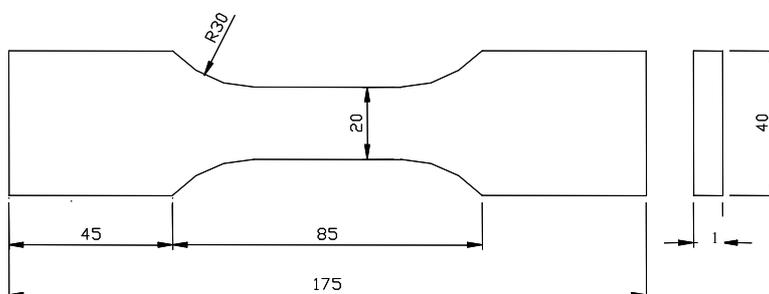


Figure 2.2 Géométrie de l'éprouvette de traction (dimensions en mm)

La figure 2.3 montre la courbe de traction monotone (contrainte vraie – déformation vraie) et le tableau 2.2 présente l'ensemble des caractéristiques mécaniques obtenues.

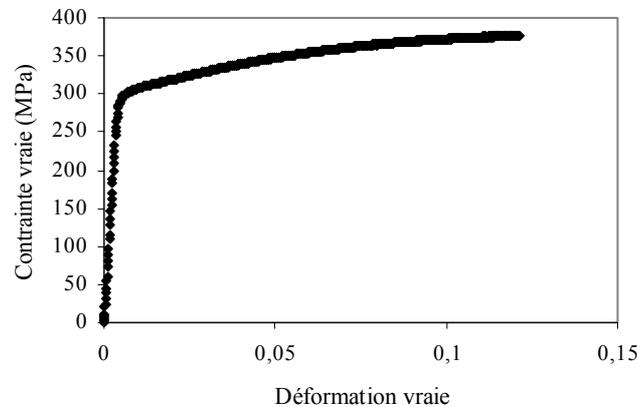


Figure 2.3 Courbe de traction monotone (Contrainte vraie vs déformation vraie) de l'alliage d'aluminium 6082-T6

Module de Young E (GPa)	Limite d'Elasticité σ_v (MPa)	Contrainte Ultime σ_u (MPa)	Coefficient K (MPa)	Exposant n
72±1.6	305±5	375±5	460±5	0.089

Tableau 2.2 Caractéristiques mécaniques de l'alliage d'aluminium 6082-T6

2.3 Essais de fatigue - endurance

Les essais d'endurance pour déterminer la courbe de Wöhler ou courbe S-N du matériau à amplitude de chargement constant ont été réalisés selon la norme ASTM E466 [43] à une fréquence de 25 Hz et un rapport de charge $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0,1$. La figure 2.4 donne la géométrie et les dimensions de l'éprouvette utilisée. L'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles à la rupture est représentée sur la figure 2.5. Cette courbe a été modélisée par l'équation de Basquin.

$$\sigma_{\max} = 710,17 N_f^{-0.0854} \quad (2.1)$$

Où σ_{\max} est la contrainte maximale appliquée et N_f est le nombre de cycles à la rupture pour cette contrainte.

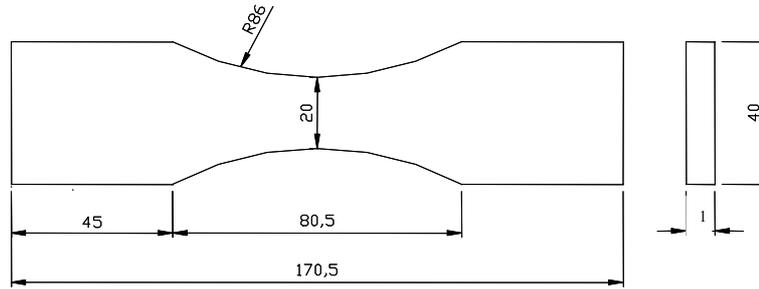


Figure 2.4 Géométrie et dimensions de l'éprouvette de fatigue (dimensions en mm)

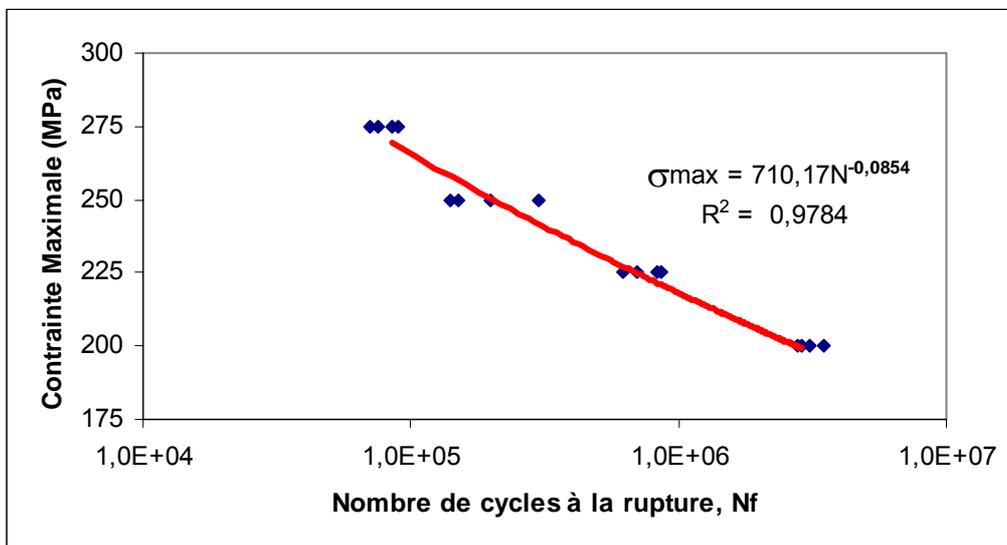


Figure 2.5 Courbe S-N de l'alliage d'aluminium 6082-T6 (R=0,1)

2.3.1 Observation micrographique de faciès de rupture par fatigue

Les faciès de rupture par fatigue des éprouvettes utilisées pour la détermination de la courbe S-N ont été observés au Microscope Electronique à Balayage (MEB). Toutes les éprouvettes ont rompu dans la section minimale où le dommage par fatigue est plus concentré. En effet, cette section correspond à la localisation de la contrainte maximale. Ces observations microscopiques ont montré que les mécanismes de rupture par fatigue sont similaires pour toutes les contraintes maximales appliquées. La figure 2.6 montre l'aspect d'un faciès de rupture dans le cas d'un chargement cyclique avec une contrainte maximale de 275 MPa. Sur la figure 2.6a, le site d'amorçage de la fissure par fatigue (Voir zone A) est initié en surface de l'éprouvette. Cette figure révèle également les directions de la propagation stable (Voir lignes rouges) des fissures qui convergent au site d'amorçage. La figure 2.6b

montre le détail de la zone de propagation stable où l'on peut observer qu'elle est transgranulaire ou par clivage donnant une surface plane avec des facettes. La figure 2.6c montre la zone de transition (courbe rouge) entre la propagation stable et la propagation instable (rapide). Enfin, la figure 2.6d est représentative de la zone de propagation instable où l'on peut observer des déformations plastiques importantes avec formation de cupules montrant une rupture par déchirure pseudo-ductile

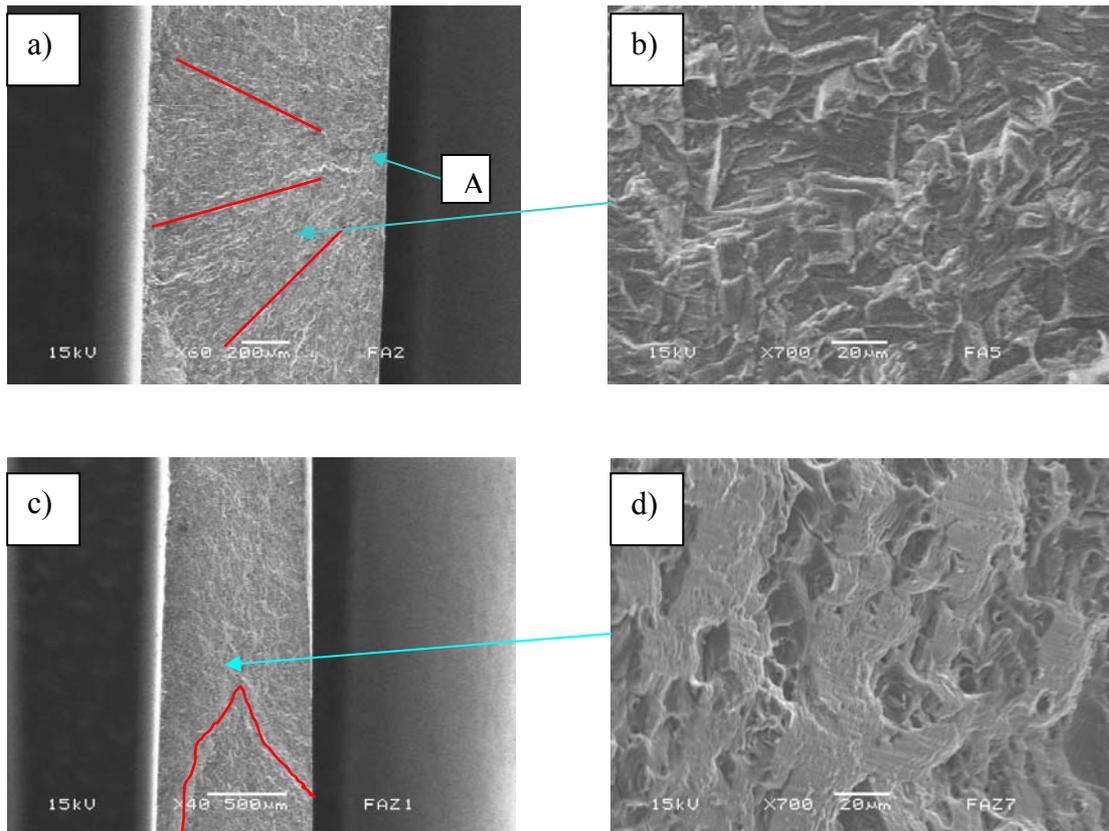


Figure 2.6 Micrographies (MEB) de faciès de rupture par fatigue avec une contrainte maximale appliquée de 275 MPa. a) Zone de propagation stable grossissement 60X, b) Zone de propagation stable grossissement 700X, c) Zone de transition ; d) Zone de propagation instable

2.4 Cumul de dommage

Pour quantifier le pré-endommagement, l'étude bibliographique a montré qu'il est communément admis de prendre le modèle de Palmgren-Miner. En effet, on établit alors le dommage comme étant une fraction de la durée de vie totale. Trois niveaux de contraintes maximales ont été choisis : 200, 250 et 275 MPa correspondant respectivement à des nombres de cycles à la rupture N_f (100% de dommage : $D=1$) de 2800000, 204000 et 67000 cycles.

Le cumul du dommage se fait sur chaque éprouvette en la sollicitant avec un nombre de cycles (n) correspondant aux différents pré-endommagements (25, 50, 75 et 90%). Les différentes conditions expérimentales sont données sur le tableau 2.3.

Contrainte Maximale (MPa)	25% (cycles)	50% (cycles)	75% (cycles)	90% (cycles)	100% (cycles)
275	16750	33500	50250	60300	67000
250	51000	102000	153000	183600	204000
200	700000	1400000	2100000	2520000	2800000

Tableau 2.3 Nombre de cycles cumulés pour chaque niveau de contrainte maximal selon le pourcentage de pré-endommagement

Une fois le pré-endommagement réalisé sur chaque éprouvette, les différents essais expérimentaux ont été menés pour déterminer son impact « influence » sur les différentes propriétés mécaniques. Les essais réalisés et les propriétés mécaniques considérées sont les suivants :

- Des essais de traction monotone : la limite élastique (σ_y), la résistance ultime (σ_u) et le module d'élasticité (E) et les paramètres d'écrouissage K et n.
- Des essais de déchirure ductile : Le paramètre énergétique critique ($J_{0.2}$) et l'ouverture critique de la fissure, COD_{0.2} (Critical Crack Opening Displacement).
- Des essais d'indentation : la micro dureté Vickers, Hv.
- Des essais d'indentation instrumentée : la profondeur maximale h_{max} , la profondeur de contact h_c , la pente de décharge ou rigidité de contact S, l'énergie d'indentation W_{ind} et l'énergie nette de pénétration W_{nette} .

Les descriptions des équipements et les conditions expérimentales sont décrites ci-dessous.

2.5 Equipement expérimental

2.5.1 Essais de traction

Les essais de traction menés sur le matériau, après pré-endommagement, ont été réalisés sur une machine servo-hydraulique INSTRON 8500 (capacité ± 100 kN). La géométrie et les dimensions de l'éprouvette utilisée pour ces essais sont données par la Figure 2.4. Afin de déterminer la contrainte et la déformation vraie sur la section minimale de l'éprouvette (section la plus endommagée), correspondant à la contrainte la plus élevée, le système vidéo-traction développé par la société Apollor a été utilisé. En temps réel, le logiciel de pilotage

calcule la déformation par traitement d'image à partir du déplacement du barycentre de 4 taches noires réalisées sur la surface de l'éprouvette. Le pilotage de l'essai se fait en vitesse de déformation constante de 0.0001 s^{-1} .

2.5.2 Essais de déchirure ductile

Pour les essais de déchirure ductile, une entaille de 9 mm de longueur et 0,4 mm de largeur (Figure 2.4) a été réalisée sur la partie centrale des éprouvettes pré-endommagées en fatigue. Pour éviter d'introduire des contraintes résiduelles lors de cette opération, une scie en diamant tournant à faible vitesse a été utilisée. Deux trous de diamètre 10 mm ont aussi été réalisés sur les têtes d'amarrage des éprouvettes afin de permettre l'application de la charge sans introduire d'effet de flexion. L'axe de ces trous, qui correspond à l'axe de chargement, est perpendiculaire à l'entaille (Figure 2.7). Les essais de déchirure ductile du matériau après pré-endommagement ont été réalisés selon la norme ASTM E1820-01[44]. Ils ont été menés sur la machine servo-hydraulique utilisée pour les essais de traction. Pour mesurer le COD et la propagation de la fissure Δa , nous avons utilisé une caméra synchronisée avec le pilotage de la servo-machine. Cette méthode permet d'obtenir une précision sur la mesure du COD et de Δa de l'ordre de 0,05 mm [45, 46, 47].

La charge monotone a été appliquée à la vitesse de déplacement de 1 mm/min. La figure 2.8a montre le montage utilisé pour ces essais et la figure 2.8b montre un exemple de la mesure du COD et de Δa .

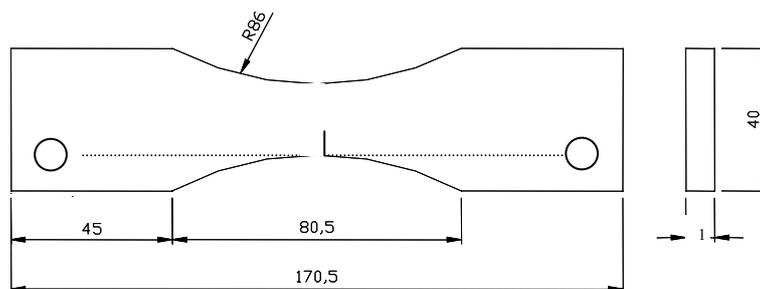


Figure 2.7 Géométrie et dimensions de l'éprouvette utilisée pour les essais de déchirure ductile

Le paramètre énergétique J a été calculé selon l'approche suggérée par Rice et al [48] :

$$J = \frac{\eta * U}{B * (W - a)} \quad (2.2)$$

et

$$a = a_0 + \Delta a \quad (2.3)$$

Où : U représente l'énergie potentielle déterminée par l'aire sous la courbe force-déplacement, η le coefficient élasto-plastique supposé égal à 2, B l'épaisseur de l'éprouvette ($B=1$ mm), W la largeur de la section ($W= 20$ mm), a_0 la longueur initiale de l'entaille ($a_0= 9$ mm) enfin Δa correspond à l'accroissement de la fissure. Pour cette étude, le rapport a_0/W est égal à 0,45.

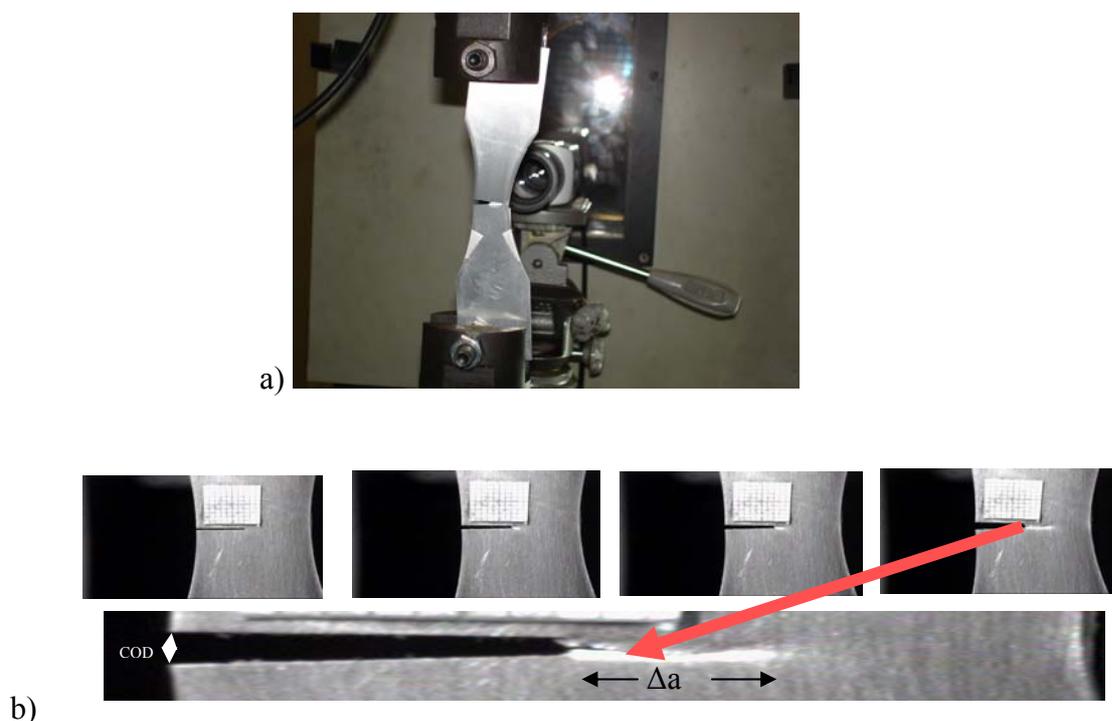


Figure 2.8 : a) Montage pour essais de déchirure ductile ; b) Mesure du COD et de la propagation de la fissure, Δa .

2.5.3 Essais de microdureté Vickers

Les essais de microdureté Vickers du matériau après pré-endommagement ont été réalisés sur une machine LECO M-400-H1 et selon la norme ASTM E384 [49].

Les indentations Vickers ont été menées avec une charge de 0,49 N (50 gr). Chaque mesure a été répétée 5 fois dans le but d'obtenir la valeur moyenne de la microdureté avec ses dispersions pour cette charge, et ce pour chaque pré-endommagement et chaque niveau de contrainte maximale appliquée.

Les essais de microdureté ont été réalisés sur une éprouvette unique spécialement dédiée à cette caractérisation. Cette éprouvette après un polissage électrolytique dans la zone la plus sollicitée (Figure 2.9) a subi les différents pré-endommagements. A chaque fraction de durée de vie atteinte, les 5 mesures sont effectuées puis l'éprouvette est réinstallée sur la machine

afin d'atteindre la fraction de vie suivante. Une éprouvette a été utilisée par niveau de charge (soit un total de 3 éprouvettes).



Figure 2.9 Éprouvette pour les essais de micro-indentation

2.5.4 Essais d'indentation instrumentée de charge-décharge

Les essais de micro indentation instrumentée du matériau avec les différents pré-endommagements, ont été réalisés sur une machine CSM Instruments (Figure 2.10). Cet appareil permet obtenir l'évolution de la charge appliquée en fonction de la profondeur de pénétration de l'indenteur. Les différents paramètres relatifs à une section sous indentation ainsi que ceux de la courbe de charge-décharge obtenus par cet essai sont présentés sur la figure 2.11.



Figure 2.10 : Machine CSM Instrument pour réaliser des essais de micro-indentation instrumentée

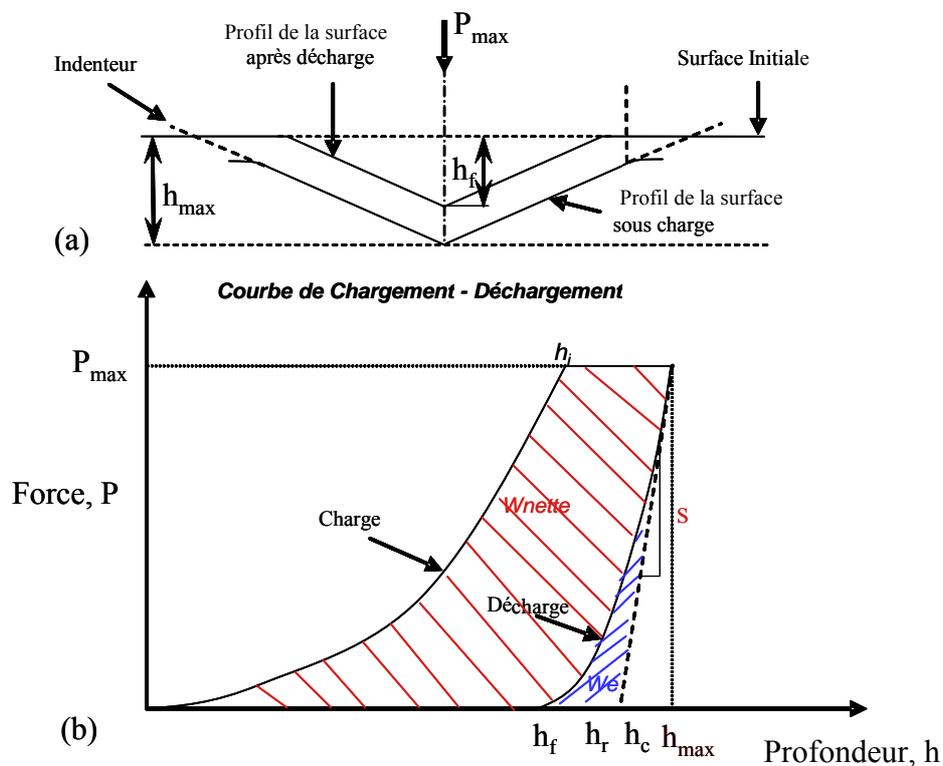


Figure 2.11 a) Représentation schématique des paramètres d'une section sous indentation
 b) Représentation schématique des paramètres d'une courbe de charge-décharge

Les différents paramètres représentés sont :

- h_{max} : profondeur maximale atteinte,
- h_f : profondeur résiduelle après retrait de l'indenteur,
- h_r : profondeur déduite de la pente de la courbe au déchargement,
- h_c : profondeur de contact utilisée dans le calcul de la dureté d'Oliver et Pharr [50]
- S : pente de la courbe de décharge évaluée à la valeur de la profondeur maximale.

Les valeurs des paramètres h_{max} , h_f , h_r et P_{max} sont obtenues directement à partir de la courbe de charge-décharge.

Les profondeurs h_r et h_c sont liées à la pente de décharge S déterminée à la profondeur maximale. Pour déterminer S , il existe deux méthodes. La méthode de la tangente qui permet de calculer h_r et la méthode d'Oliver et Pharr pour calculer h_c . Selon Oliver et Pharr, la courbe de décharge peut être représentée par une loi puissance :

$$P = B(h - h_f)^m \quad (2.4)$$

Où B et m sont les paramètres empiriques déterminés par le lissage de la relation (2.4) avec les points de la courbe de décharge. La pente S peut être calculée en dérivant l'équation (2.4) et effectuant le calcul à la profondeur maximale, c'est-à-dire :

$$S = \left(\frac{dP}{dh} \right)_{h=h_{\max}} = B.m(h_{\max} - h_f)^{m-1} \quad (2.5)$$

La profondeur h_r se calcule par l'intersection de la tangente à la courbe de décharge, calculée à la profondeur maximale, h_{\max} avec l'axe des abscisses, soit :

$$h_r = h_{\max} - \frac{P_{\max}}{S} \quad (2.6)$$

La profondeur de contact, h_c se calcule par une expression similaire :

$$h_c = h_{\max} - \varepsilon \frac{P_{\max}}{S} \quad (2.7)$$

Où ε est une constante qui dépend de la géométrie de l'indenteur. Elle vaut 0,75 pour un indenteur conique ou une sphère et 1 pour un poinçon plat.

La dureté se calcule en considérant soit l'aire réelle de contact, A_{CR} à partir de l'équation (2.8), soit l'aire de contact projetée A_{CP} à partir de l'équation (2.9). L'utilisation de h_r ou de h_c donne la dureté « Tangente » ou la dureté de « Oliver et Pharr »

$$H_{CR} = \frac{P_{\max}}{26.43 h^2} \quad (2.8)$$

$$H_{CP} = \frac{P_{\max}}{24.50 h^2} \quad (2.9)$$

Où la dureté H est exprimée en MPa si la profondeur h est en mm et la charge maximale P_{\max} en N.

Comme la dureté représente la résistance à la pénétration ou déformation plastique, nous pouvons déterminer l'énergie nette W_{nette} de déformation plastique en déterminant l'aire intérieure de la courbe de charge-décharge. Pour cela, on détermine l'énergie d'indentation W_{ind} par intégration numérique de la partie d'indentation qui est représentée par la courbe de chargement croissant plus chargement constant et on soustrait la partie de déchargement ou énergie élastique W_e , c'est-à-dire :

$$W_{\text{nette}} = W_{\text{ind}} - W_e \quad (2.10)$$

$$\text{Avec : } W_{\text{ind}} = \int_0^{h_i} P_{\text{ind}} dh + \int_{h_i}^{h_{\text{max}}} P_{\text{max}} dh \quad (2.11)$$

$$W_e = \int_{h_f}^{h_{\text{max}}} B(h - h_f)^m dh \quad (2.12)$$

Où : $P_{\text{ind}} = C.h^2$, est l'expression parabolique correspondant à la courbe de chargement croissant connue sous le nom de « loi de Kick », C est un coefficient déterminé par lissage, h_i est la profondeur où commence le chargement constant à P_{max} . En conséquence, l'énergie nette W_{nette} de déformation plastique se calcule par :

$$W_{\text{nette}} = \int_0^{h_i} C h^2 dh + P_{\text{max}} [h_{\text{max}} - h_i] - \int_{h_f}^{h_{\text{max}}} B(h - h_f)^m dh \quad (2.13)$$

Les paramètres ci-dessus ont été déterminés pour les différents pré-endommagements et niveaux de contraintes maximales appliquées.

Les indentations ont été réalisées avec des niveaux de charge de 400, 600 et 800 mN. Nous avons répété 3 fois les indentations afin d'avoir une valeur moyenne de chaque paramètre et ce pour chaque charge et chaque pré-endommagement et niveaux de contraintes maximales appliquées.

Pour ces mesures, la montée en charge est de 50 s, elle est suivie par un maintien de 15 s à la charge maximale et finalement, la décharge se réalise durant 50 s. L'indenteur utilisé pour ces mesures est un indenteur à diamant pyramidal pour micro-indentation Vickers.

CHAPITRE III
RESULTATS EXPERIMENTAUX

3. Résultats expérimentaux

Ce chapitre traite de manière comparative les résultats des essais expérimentaux réalisés sur le matériau pour les différents pré-endommagements sélectionnés et pour les trois niveaux de contrainte maximale appliquée dans cette étude. Pour déterminer l'effet du pré-endommagement par fatigue sur les propriétés statiques du matériau nous allons suivre les évolutions de celles-ci par rapport à celles du matériau à l'état vierge (sans pré-endommagement par fatigue).

En outre, ce chapitre traite de l'étude comparative des mécanismes de rupture. En effet, l'observation des faciès de rupture permet de comprendre les phénomènes et les mécanismes mis en jeu. Pour cela, différentes techniques ont été utilisées : appareil photo numérique, la microscopie optique et la microscopie électronique à balayage (MEB).

3.1 Résultats en traction

Des essais statiques en traction ont été réalisés sur des éprouvettes avec différents pré-endommagements par fatigue ($D= 0 - 75\%$) et pour les trois contraintes maximales sélectionnées ($\sigma_{\max} = 200, 250$ et 275 MPa). La vitesse de déformation utilisée a été de $0,0001 \text{ s}^{-1}$.

3.1.1 Courbes contrainte – déformation

Les courbes contrainte vraie-déformation vraie obtenues pour chaque niveau de contrainte maximale (200, 250 et 275 MPa) et pour les différents pourcentages de pré-endommagement (0, 25, 50 et 75%) sont présentés sur la figure 3.1 (a, b et c).

Les courbes contrainte vraie- déformation vraie permettent d'obtenir les caractéristiques mécaniques usuelles :

- Le module de Young E ,
- la limite d'élasticité σ_y ,
- la contrainte ultime σ_u ,
- les coefficients du comportement plastique K et l'exposant n

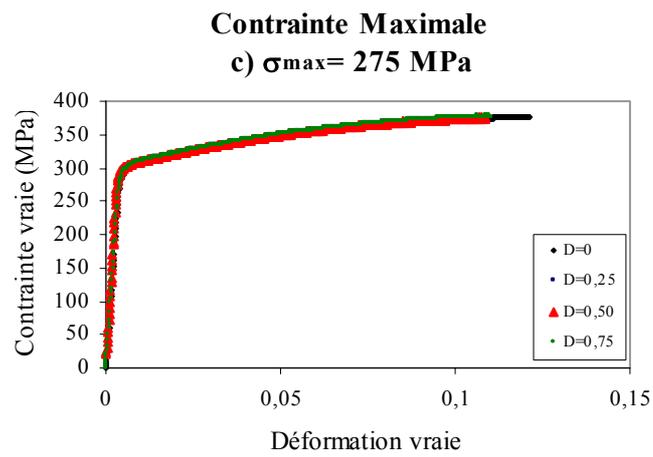
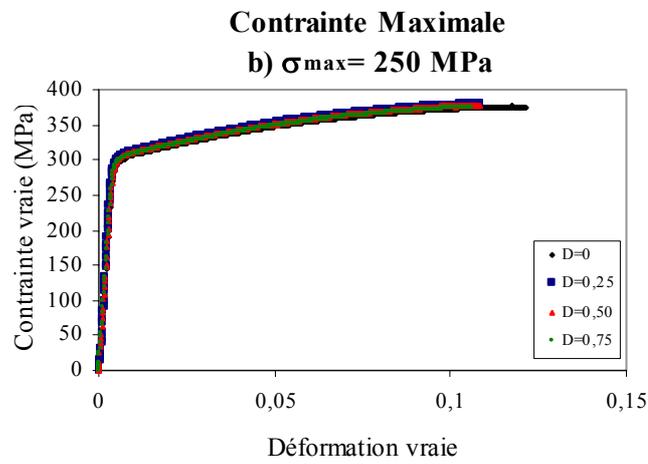
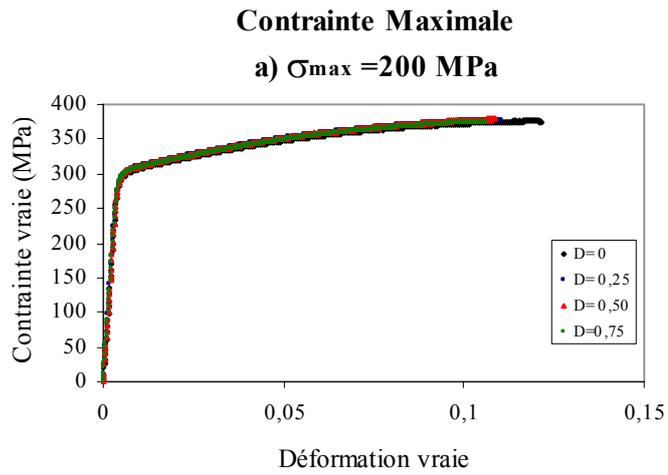


Figure 3.1 Courbes contrainte vraie vs déformation vraie pour les différents pré-endommagements et niveaux de contrainte maximale : a) $\sigma_{max} = 200$ MPa; b) $\sigma_{max} = 250$ MPa; c) $\sigma_{max} = 275$ MPa.

Ces caractéristiques mécaniques, déterminées par la moyenne de trois essais, sont présentées dans le tableau 3.1.

Contrainte Maximale, σ_{\max} (MPa)	Endommagement D (%)	Module de Young, E (GPa)	Limite d'élasticité, σ_y (MPa)	Contrainte Ultime, σ_u (MPa)	K (MPa)	n
-	0	72.8±1.5	300±4	340±5	460	0.090
200	25	71.3±1.8	291±5	336±5	458	0.089
	50	72.5±1.4	293±5	339±5	459	0.089
	75	73.1±1.5	290±5	341±5	456	0.088
250	25	70.9±1.7	293±6	335±5	454	0.088
	50	73.7±1.8	291±5	339±5	456	0.088
	75	71.7±1.9	290±6	341±5	455	0.087
275	25	72.3±1.5	293±5	342±5	453	0.090
	50	72.5±1.6	295±6	338±5	460	0.089
	75	73.1±1.3	301±4	345±5	458	0.089

Tableau 3.1 Propriétés mécaniques statiques à différents niveaux de pré-endommagement et contraintes maximales appliquées.

L'observation de la figure 3.1 permet de constater qu'il n'y a pas d'effet significatif du pré-endommagement par fatigue, sur les propriétés statiques de traction du matériau. En effet, cette figure montre qu'il se produit une parfaite superposition des différentes courbes de traction (Contrainte vraie – déformation vraie). On remarque également que le niveau de la contrainte maximale appliquée lors du pré-endommagement n'a aucune influence sur les caractéristiques de traction. Des résultats identiques ont aussi été obtenus sur l'alliage d'aluminium 6061-T6 [29]. Par contre, ils ont observé une diminution des caractéristiques mécaniques dans le domaine plastique comme la limite d'élasticité ainsi que la résistance ultime sur l'acier AISI 4140, comme nous l'avons cité dans l'étude bibliographique [29].

La seule modification, qui peut être constatée sur la figure 3.1, consiste en une légère diminution de la déformation finale atteinte pour les éprouvettes pré-endommagées ($\epsilon_f=0,105$) par rapport à celle obtenue pour le matériau vierge ($\epsilon_{fo}=0,12$). Une légère perte de ductilité causée par l'endommagement par fatigue est à l'origine de cette diminution. Dans l'étude bibliographique, la perte de ductilité a été observée de manière plus marquée sur l'acier au carbone 45 [36] en fatigue oligocyclique et sur l'acier AISI 4140 en fatigue endurance [29].

3.1.2 Modes de rupture en traction

L'observation des éprouvettes rompues après des essais de traction montre que toutes les éprouvettes ont eu une rupture ductile et un angle d'inclinaison typique d'un essai de traction monotone (Figure 3.2). Des observations au MEB ont été réalisées sur les faciès de rupture de toutes les éprouvettes. Ces observations montrent qu'il n'y a aucune différence de ces faciès si on compare tous les cas étudiés. Toutes les ruptures ont un faciès typique de rupture ductile avec cupules, comme il peut être constaté sur la figure 3.3. Une des raisons pour laquelle les observations ne montrent pas de variation des propriétés mécaniques statiques, propriétés macroscopiques et globales, est que le pré-endommagement par fatigue semble localisé dans des zones de concentrations de contraintes ou aux défauts. Naturellement, la suite de cette étude concernera donc l'influence du pré-endommagement par fatigue endurance sur les propriétés représentatives d'un état local.



Figure 3.2 : Eprouvettes rompues par traction : a) $D=0$ (vierge) ; b) $D= 75\%$, $\sigma_{max}= 200$ MPa ; c) $D= 75\%$, $\sigma_{max}= 250$ MPa et d) $D= 75\%$, $\sigma_{max}= 275$ MPa

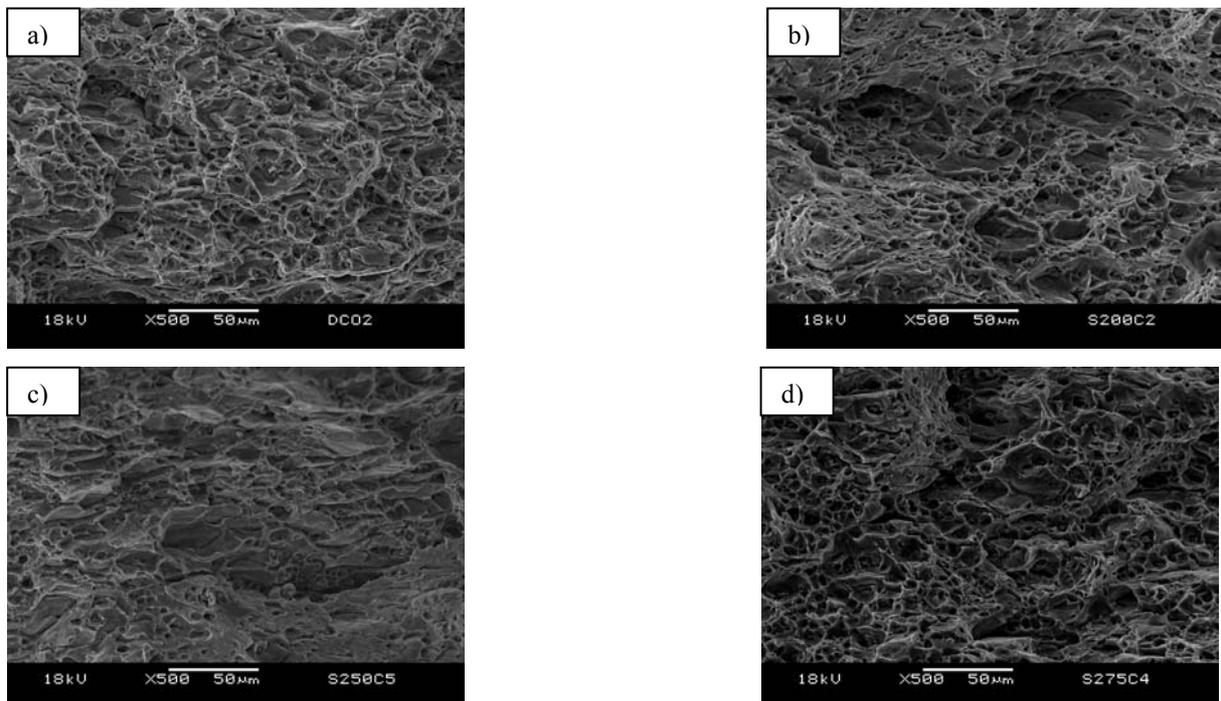


Figure 3.3 Faciès de ruptures des éprouvettes rompues par traction : a) $D=0$ (Vierge) ; b) $D= 75\%$, $\sigma_{max}= 200$ MPa ; c) $D= 75\%$, $\sigma_{max}= 250$ MPa et d) $D=75\%$, $\sigma_{max}= 275$ MPa ;

3.2 Résultats de déchirure ductile

Des essais statiques de déchirure ductile ont été réalisés sur des éprouvettes pour les différents pré-endommagements par fatigue ($D= 0 - 70\%$) et pour les trois contraintes maximales sélectionnées ($\sigma_{\max} = 200, 250$ et 275 MPa). La vitesse de déplacement utilisée a été de 1 mm/min.

3.2.1 Courbes force - déplacement

Les courbes force-déplacement obtenues pour chaque niveau de contrainte maximale et pour les différents pré-endommagements sont représentées sur la figure 3.4 (a, b et c). Les déplacements à la force maximale pour chaque niveau de contraintes et chaque pré-endommagement sont rassemblés dans le tableau 3.2.

Ces valeurs ont été déterminées par la moyenne de trois essais réalisés pour chaque condition d'essais (pré-endommagement et contrainte maximale appliquée). Sur la figure 3.4 (a, b et c) nous observons en général que le déplacement à la force maximale diminue avec l'augmentation du pourcentage de pré-endommagement.

Par exemple, la figure 3.4a, qui correspond aux éprouvettes pré-endommagées avec une contrainte maximale de 200 MPa, montre clairement que la valeur du déplacement pour les forces maximales : A ($1,50$ mm), B ($1,37$ mm), C ($1,18$ mm) et D ($1,13$ mm) diminue lorsque le pourcentage de l'endommagement augmente. Cela veut dire que le matériau perd de sa capacité à stocker l'énergie potentielle U (qui est représentée par l'aire sous la courbe force-déplacement) avant que la fissure ne se propage par déchirure. Il est bien connu que cette énergie est directement proportionnelle à la valeur critique du paramètre énergétique J_{IC} . Donc, ces résultats montrent que la ténacité du matériau diminue avec l'endommagement par fatigue si on la compare avec le résultat du déplacement pour le matériau sans endommagement ($D=0$).

Sur la figure 3.4b, qui montre les courbes force-déplacement pour la contrainte maximale de 250 MPa, nous constatons également que la valeur des déplacements pour les forces maximales atteintes: E ($1,50$ mm), F ($1,47$ mm), G ($1,32$ mm), H ($1,25$ mm) diminue, lorsque l'endommagement augmente.

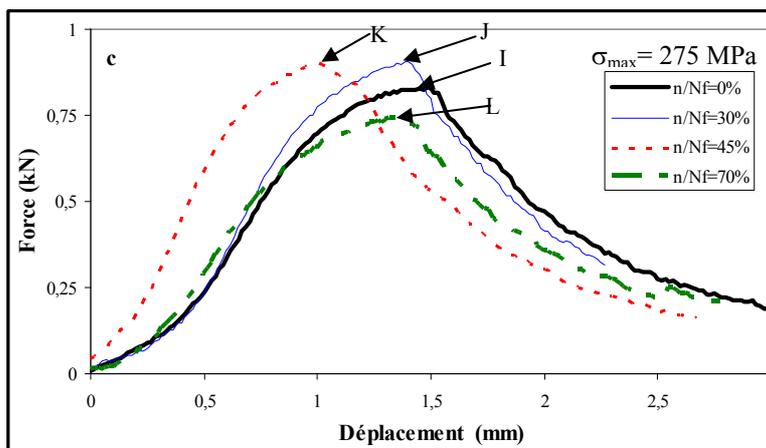
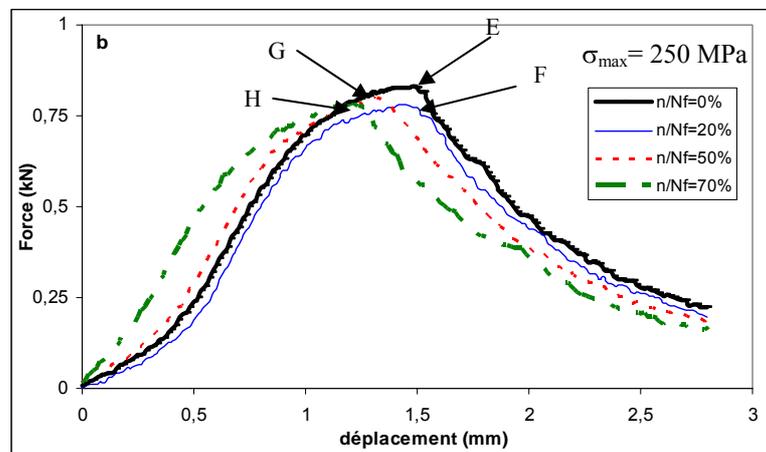
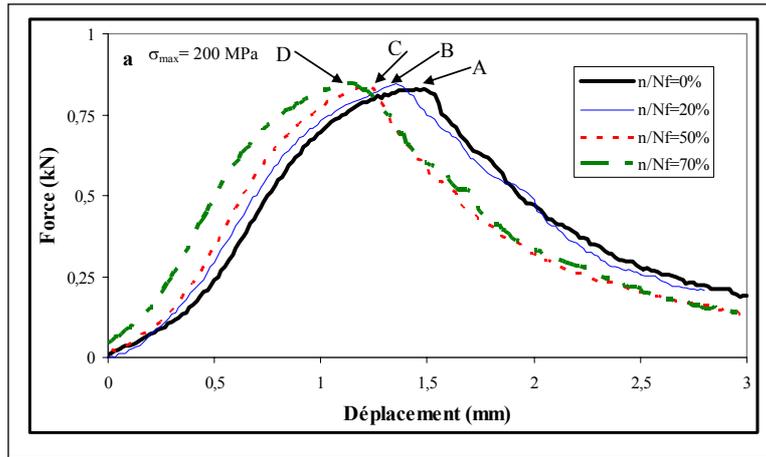


Figure 3.4 Courbes force-déplacement obtenues pour chaque niveau de contrainte maximale et pour les différents pourcentages de pré-endommagement a) $\sigma_{max}=200$ MPa, b) $\sigma_{max}=250$ MPa et c) $\sigma_{max}=275$ MPa).

Cela montre, pour ce niveau de contrainte maximale appliquée, que la ténacité du matériau diminue avec l'endommagement par fatigue. De même pour le cas de 275 MPa de contrainte maximale appliquée (figure 3.4c), la valeur des déplacements diminue (I (1,50 mm), J (1,40 mm), K (1,00 mm)) avec l'endommagement. Pour le cas de $D= 0.70$, la valeur du déplacement à la force maximale a augmenté L (1,37 mm), mais comme la valeur de la force maximale correspondante a fortement diminué, il en résulte que l'aire sous la courbe décroît. Ceci montre, de la même façon, que la ténacité décroît également par rapport à l'endommagement. Ces résultats convergent vers la même constatation : la résistance à la déchirure ductile (ténacité) décroît lorsque le pré-endommagement par fatigue augmente.

σ_{\max} (MPa)	D	Déplacement (mm)	Force Maximale (kN)
-	0	1,50±0,05	0,875±0,001
200	0,20	1,37±0,05	0,841±0,001
	0,50	1,18±0,05	0,833±0,001
	0,70	1,13±0,05	0,846±0,001
250	0,20	1,47±0,05	0,776±0,001
	0,50	1,32±0,05	0,800±0,001
	0,70	1,25±0,05	0,772±0,001
275	0,30	1,40±0,05	0,938±0,001
	0,45	1,00±0,05	0,902±0,001
	0,70	1,37±0,05	0,749±0,001

Tableau 3.2 Force maximale et déplacement pour chaque niveau de contrainte maximale appliquée et leurs différents pré-endommagements

3.2.2 Courbes d'ouverture – propagation (COD vs Δa)

La figure 3.5 (a, b et c), montre l'évolution de l'ouverture au fond de la fissure COD en fonction de la propagation de la fissure pour les 3 niveaux de contraintes maximales appliquées. Les valeurs critiques d'ouverture COD_c et COD_{0,2} pour chaque fraction de durée de vie, sont obtenues par intersection des droites représentant les points expérimentaux avec les droites $COD= 2\Delta a$ et $COD= 2(\Delta a-0,2)$, respectivement. Les valeurs critiques d'ouverture COD_c et COD_{0,2} sont données dans le tableau 3.4.

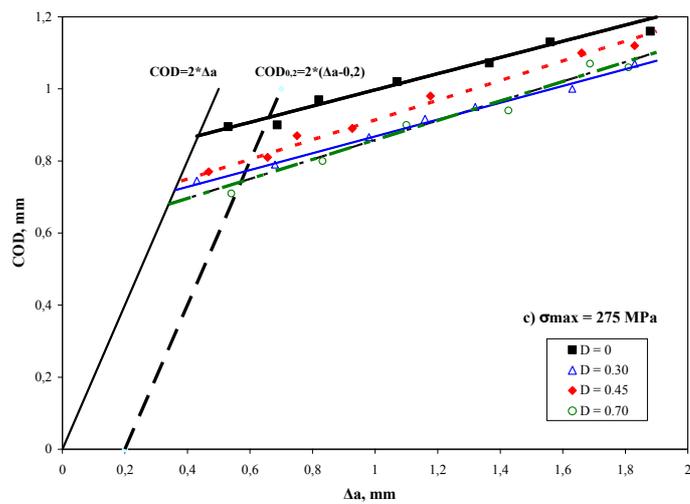
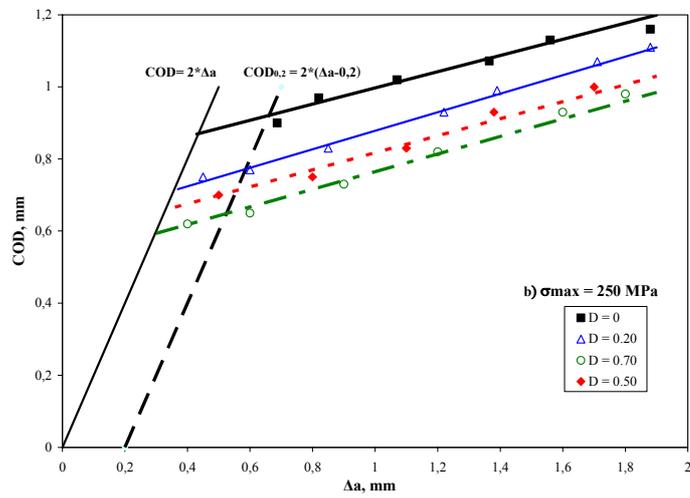
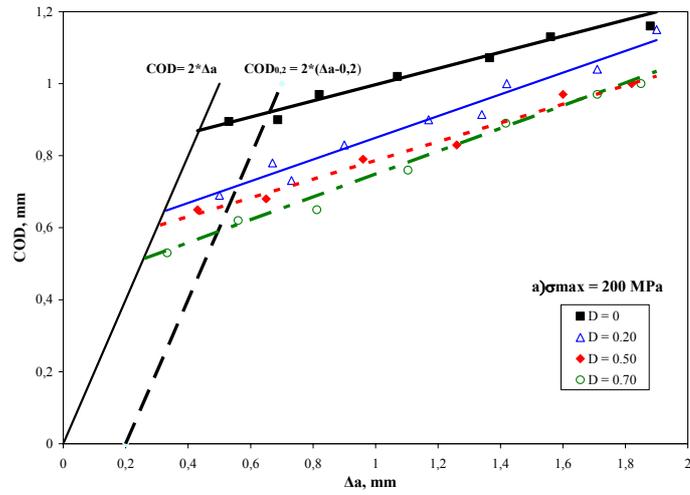


Figure 3.5 Evolution des valeurs d'ouverture COD en fonction de la propagation de la fissure Δa pour les différentes contraintes maximales appliquées : a) $\sigma_{max} = 200 \text{ MPa}$; b) $\sigma_{max} = 250 \text{ MPa}$; c) $\sigma_{max} = 275 \text{ MPa}$.

a) σ_{max} (MPa)	D (n/Nf)	Δa (mm)	COD (mm)	J (kJ/m ²)	Equations par lissage linéaire de COD - Δa et J - Δa
	0	0,53 0,68 0,82 1,07 1,36 1,56 1,88	0,89 0,9 0,97 1,02 1,07 1,13 1,16	116 125 125 136 145 145 155	COD = 0,2249(Δa) + 0,7724 J = 29,33(Δa) + 103,03
200	0,2	0,5 0,67 0,9 1,17 1,42 1,71 1,9	0,69 0,78 0,83 0,9 1 1,04 1,15	102 104 111 126 135 145 150	COD = 0,3014(Δa) + 0,5482 J = 37,96(Δa) + 79,15
200	0,5	0,43 0,65 0,96 1,26 1,6 1,82	0,65 0,68 0,79 0,83 0,97 1	94 102 113 120 131 143	COD = 0,2602(Δa) + 0,5265 J = 37,03(Δa) + 75,54
200	0,7	0,333 0,56 0,812 1,104 1,417 1,71 1,85	0,53 0,62 0,65 0,76 0,89 0,97 1	85 96 101 117 124 139 142	COD = 0,3171(Δa) + 0,4318 J = 37,69(Δa) + 73,12

b) σ_{max} (MPa)	D (n/Nf)	Δa (mm)	COD (mm)	J (kJ/m²)	Equations par lissage linéaire de COD - Δa et J - Δa
250	0,2	0,45	0,75	102	COD = 0,2568(Δa) + 0,6213 J = 35,91(Δa) + 84,77
		0,6	0,77	108	
		0,85	0,83	114	
		1,22	0,93	130	
		1,39	0,99	133	
		1,71	1,07	147	
		1,88	1,11	152	
250	0,5	0,5	0,7	98	COD = 0,2361(Δa) + 0,581 J = 36,83(Δa) + 82,01
		0,8	0,75	112	
		1,1	0,83	124	
		1,38	0,93	130	
		1,7	1	145	
		1,87	1,02	150	
250	0,7	0,4	0,62	94	COD = 0,2444(Δa) + 0,5202 J = 38,99(Δa) + 77,86
		0,9	0,73	114	
		1,2	0,82	126	
		1,6	0,93	139	
		1,8	0,98	150	
		0,6	0,65	103	
c) σ_{max} (MPa)	D (n/Nf)	Δa (mm)	COD (mm)	J (kJ/m²)	Equations par lissage linéaire de COD - Δa et J - Δa
275	0,3	0,43	0,745	102	COD = 0,2233(Δa) + 0,6348 J = 28,52(Δa) + 91,40
		0,68	0,79	111	
		0,98	0,866	121	
		1,32	0,95	127	
		1,63	1	140	
		1,83	1,07	143	
275	0,45	0,468	0,77	101	COD = 0,2732(Δa) + 0,6404 J = 31,38(Δa) + 87,46
		0,656	0,81	106	
		0,75	0,87	114	
		0,927	0,89	119	
		1,177	0,98	123	
		1,66	1,1	141	
		1,83	1,12	146	
275	0,7	0,54	0,71	90	COD = 0,2702(Δa) + 0,588 J = 32,14(Δa) + 74,11
		0,832	0,8	104,3	
		1,1	0,9	111	
		1,426	0,94	117	
		1,687	1,07	130,9	
		1,81	1,06	130	

Tableau 3.3 Valeurs expérimentales de COD, J et Δa pour les trois niveaux de contraintes et leurs différents pré-endommagements : a) $\sigma_{max} = 200$ MPa, b) $\sigma_{max} = 250$ MPa, c) $\sigma_{max} = 275$ MPa

3.2.3 Courbes de déchirure J – Δa

Les valeurs du paramètre énergétique J (équation 2.2) ont été déterminées à l'aide de l'aire sous la courbe force-déplacement qui représente la valeur de l'énergie potentielle U pour chaque incrément de propagation de fissure Δa. Les figures 3.6 (a, b et c) représentent les variations des valeurs du paramètre énergétique J en fonction de la propagation de la fissure Δa (tableau 3.3). Un lissage linéaire des données expérimentales de J-Δa est réalisé et les valeurs critiques des paramètres énergétiques J_{IC} et $J_{0,2}$, sont obtenues par intersection avec les lignes d'érouissage ($J = 2\sigma_y\Delta a$ et $J_{0,2} = 2\sigma_y(\Delta a - 0,2)$). Les valeurs critiques des paramètres énergétiques J_{IC} et $J_{0,2}$ sont données dans le tableau 3.4.

σ_{max} (MPa)	D	CODc (mm)	COD _{0,2} (mm)	J_{IC} (kJ/m ²)	$J_{0,2}$ (kJ/m ²)
-	0	0,87±0,03	0,92±0,03	108,3±4	114,5±4
200	0,20	0,65±0,04	0,72±0,04	84,5±6	92,6±6
	0,50	0,61±0,03	0,67±0,03	80,5±3	88,4±3
	0,70	0,51±0,04	0,59±0,04	78,0±3	86,1±3
250	0,20	0,71±0,03	0,77±0,03	90,2±3	97,8±3
	0,50	0,66±0,03	0,71±0,03	87,4±3	95,2±3
	0,70	0,52±0,03	0,65±0,03	83,3±3	91,6±3
275	0,30	0,72±0,03	0,77±0,03	96,0±4	102,0±4
	0,45	0,74±0,03	0,81±0,03	92,3±4	98,9±4
	0,70	0,68±0,04	0,74±0,04	91,4±5	97,2±5

Tableau 3.4 Valeurs critiques d'ouverture (CODc et COD_{0,2}) et des paramètres énergétiques (J_{IC} et $J_{0,2}$) pour les différentes contraintes maximales appliquées et les différents pourcentages de pré-endommagement.

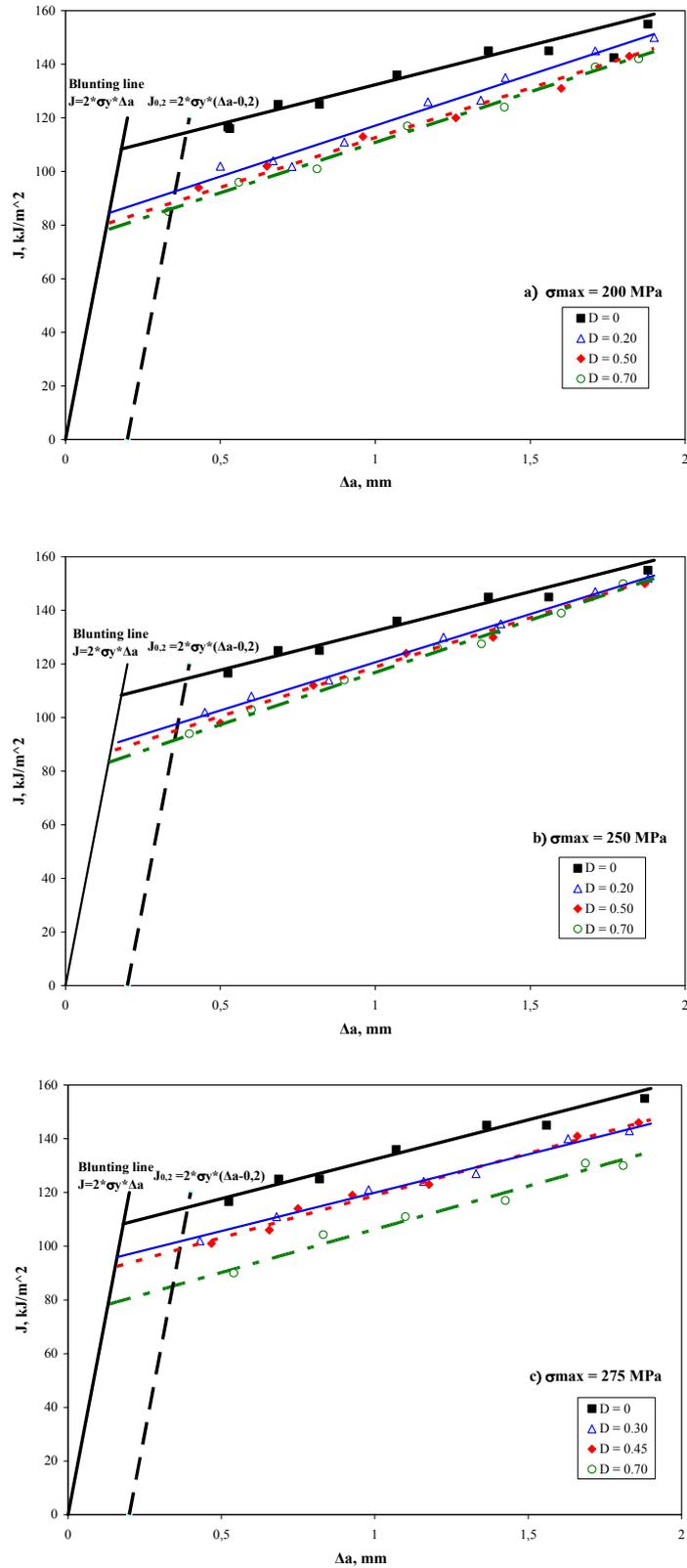


Figure 3.6 Evolution des valeurs du paramètre énergétique J en fonction de la propagation de la fissure Δa pour les différentes contraintes maximales appliquées : a) $\sigma_{\max} = 200 \text{ MPa}$; b) $\sigma_{\max} = 250 \text{ MPa}$; c) $\sigma_{\max} = 275 \text{ MPa}$.

3.3 Résultats de dureté

Les essais de dureté ont été réalisés sur la section minimale des éprouvettes (localisation de l'endommagement maximum) pour les différents pré-endommagements par fatigue ($D=0 - 90\%$) et pour les trois niveaux de contrainte maximale ($\sigma_{\max} = 200, 250$ et 275 MPa). Des essais de microdureté Vickers ont été réalisés en utilisant deux techniques différentes : la micro-indentation classique avec un micro duromètre LECO et la micro-indentation instrumentée de charge-décharge, avec un micro-indenteur de CSM Instruments.

Ces deux techniques ont été utilisées pour déterminer, d'une part, l'effet du pré-endommagement par fatigue sur la microdureté de l'alliage d'aluminium, et d'autre part, l'effet de la contrainte maximale appliquée lors des essais de cumul de dommage. L'analyse des essais de déchirure ductile a montré que la ténacité diminue lorsque la contrainte maximale diminue, c'est-à-dire que le matériau se fragilise lorsque la contrainte maximale de pré-endommagement diminue.

Cette partie s'intéresse tout d'abord aux résultats expérimentaux obtenus par micro-indentation avec la machine LECO M-400-H1 puis aux résultats expérimentaux obtenus avec la machine de micro-indentation instrumentée de charge-décharge de CSM Instruments.

3.3.1 Résultats de microdureté Vickers

Les essais de microdureté Vickers ont été réalisés sur la surface dans la section minimale des éprouvettes, où se localise le maximum d'endommagement par fatigue. La surface de la section minimale des éprouvettes a été polie par polissage électrolytique. Ces essais ont été réalisés avec le microduromètre LECO avec une charge de 50 g appliquée pendant 15 s. La microdureté Vickers est calculée à partir de la mesure des diagonales de l'empreinte. Nous avons pris la moyenne de la microdureté de 5 micro-indentations pour chaque condition de pré-endommagement D et pour chaque niveau de contrainte maximale. Les résultats de la microdureté et les écart-types correspondants sont donnés dans le tableau 3.5 et représentés sur la figure 3.7.

σ_{\max} (MPa)	D	Hv50 (MPa)	Ecart-type Hv50 (MPa)
0	0	116,71	4,06
200	0,03	121,36	5,38
	0,07	124,69	1,4
	0,13	121,76	7,3
	0,27	123,62	4,24
	0,53	124,02	2,37
	0,8	131,03	2,1
	1	134,01	3,6
250	0,14	118,23	2,4
	0,28	118,02	4
	0,43	119,69	1,4
	0,57	121,03	2,16
	0,71	118,98	2,61
	0,85	121,05	2,94
	1	124	2,02
275	0,21	120,02	3,73
	0,43	119,98	2,9
	0,64	121,84	3
	0,86	121,46	1,1
	1	122,11	3,34

Tableau 3.5 Résultats de microdureté Vickers

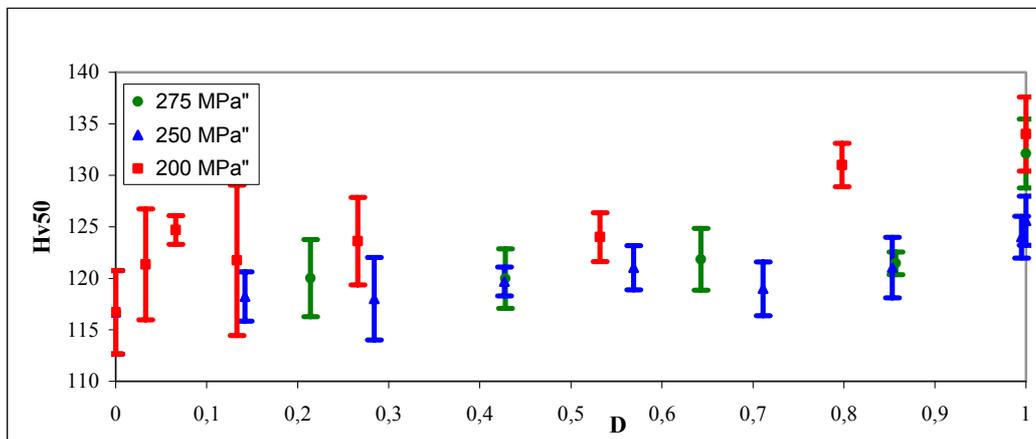


Figure 3.7 Microdureté Vickers Hv50 en fonction du pré-endommagement

Sur la figure 3.7, on peut observer une légère augmentation de la microdureté lorsque le pré-endommagement augmente notamment vers la rupture (D=1). Ce résultat montre que la surface du matériau se durcit avec le dommage par fatigue. Pour la contrainte maximale de 200 MPa, la microdureté augmente plus que pour les contraintes maximales de 250 et 275

MPa. Le pré-endommagement par fatigue a un effet de durcissement maximal pour la plus basse contrainte de pré-endommagement. Ce résultat est cohérent avec la diminution de ténacité, par déchirure ductile, qui a aussi été observée pour la contrainte minimale de pré-endommagement. Il semble donc que l'endommagement par fatigue induise un durcissement surfacique et une perte de ténacité du matériau. Cette observation doit néanmoins être confirmée par des essais plus nombreux et des techniques de mesures de la dureté plus précises.

3.3.2 Résultats de micro-indentation instrumentée de charge-décharge

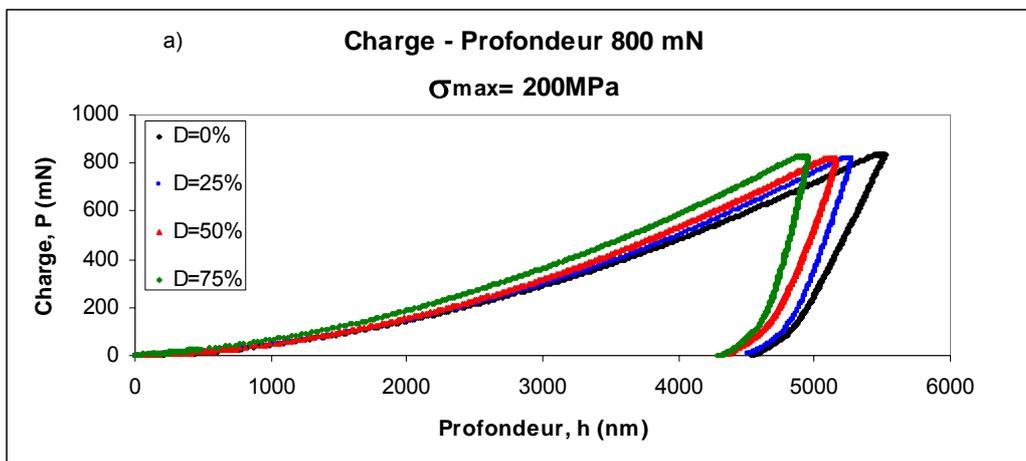
La technique de micro-indentation instrumentée permet d'obtenir directement les paramètres d'indentation issus de la courbe de charge-décharge tels que : la profondeur maximale h_{max} , la profondeur de contact selon Oliver Pharr h_c , la pente de décharge ou rigidité de contact, S . Le lissage des points expérimentaux, en charge et en décharge, permet d'obtenir les équations des courbes de charge-décharge et de déterminer l'aire sous la courbe qui représente l'énergie de pénétration W_{ind} et l'aire nette, W_{nette} , enfermée dans la courbe qui représente l'énergie "nette" de déformation plastique. Pour déterminer l'effet du pré-endommagement sur ces paramètres, ces derniers sont représentés en fonction du dommage D .

Pour cette étude de l'effet du pré-endommagement sur les paramètres de la micro-indentation présentés ci-dessus, l'étude a été menée à l'aide de 3 charges d'indentation : 800, 600, et 400 mN. Ces charges ont été choisies pour les raisons suivantes : au-delà de 800 mN une diminution de la sensibilité à l'effet du dommage a été constatée et en dessous de 400 mN la reproductibilité des résultats n'est pas satisfaisante. Les charges optimales pour étudier l'effet du pré-endommagement se situent donc entre 400 et 800 mN. Les valeurs données des paramètres correspondent à la moyenne de trois résultats d'essai pour chaque charge. La présentation des résultats n'est faite que pour les essais réalisés à l'aide de la charge de 800 mN. En effet, les charges de 400 mN et 600 mN présentent un comportement similaire à celui de 800 mN. C'est pourquoi, les résultats d'essais associés à ces charges sont fournis dans l'annexe A. Cette étude a été réalisée sur des éprouvettes polies électrolytiquement pour chaque pré-endommagement (0-90%) et pour chaque contrainte maximale appliquée (200, 250 et 275 MPa), soit sur un total de 12 éprouvettes.

Résultats de la micro-indentation instrumentée pour 800 mN

Les courbes de charge-décharge correspondant à la charge de 800 mN sont données sur la figure 3.8 [a) $\sigma_{\max}= 200$ MPa , b) 250 MPa et c) 275 MPa]. Chaque courbe correspond à la moyenne de trois essais d'indentation conduit sur une éprouvette ayant subi le même pré-endommagement à la même contrainte maximale. Les différents paramètres déterminés à partir des courbes de charge – profondeur sont donnés avec leurs écarts-types respectifs dans le tableau 3.6.

La figure 3.8a, correspondant à la contrainte maximale de 200 MPa, montre que la valeur de la profondeur maximale (h_{\max}) atteinte pendant les essais diminue lorsque le pré-endommagement augmente de 5520 nm pour un pré-endommagement D nul à 4952 nm pour un pré-endommagement D de 75%, (Tableau 3.6). Ceci signifie donc que la dureté du matériau augmente lorsque le pré-endommagement augmente. On note également que la pente de déchargement (S), qui représente la rigidité de contact, augmente de 1,27 mN/nm pour un pré-endommagement D nul à 2,82 mN/nm pour un pré-endommagement D de 75%. Cet accroissement de la rigidité de contact confirme que la dureté du matériau augmente lorsque le pré-endommagement augmente et ce pour la contrainte de 200 MPa.



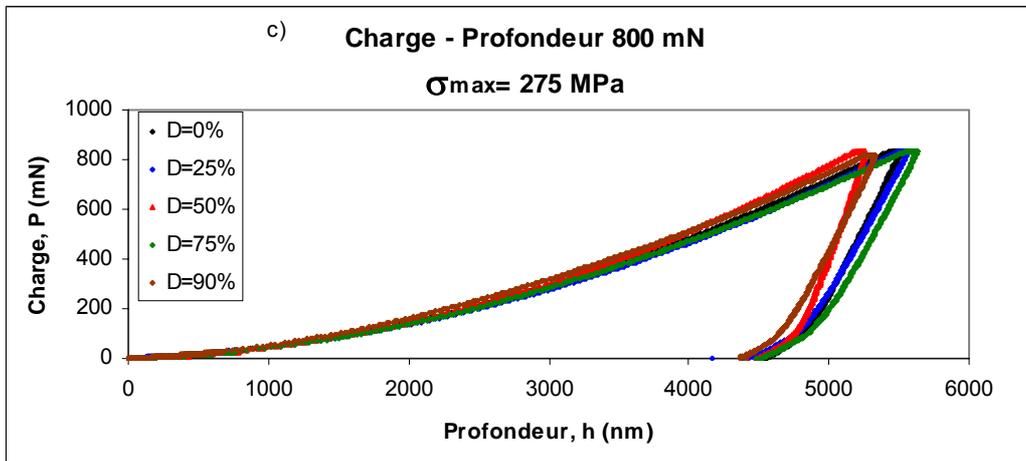
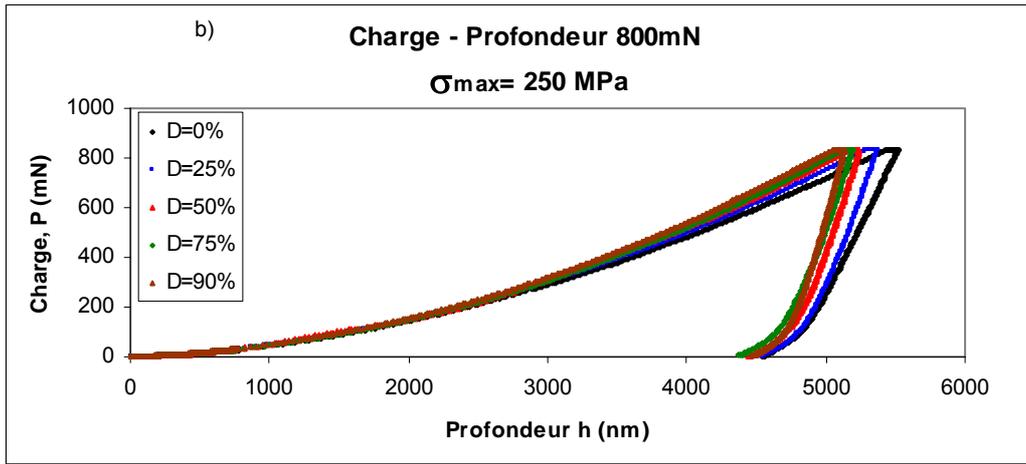


Figure 3.8 : Courbes de micro-indentation instrumentée pour la charge de 800 mN
a) $\sigma_{max} = 200 \text{ MPa}$; b) $\sigma_{max} = 250 \text{ MPa}$; c) $\sigma_{max} = 275 \text{ MPa}$

σ_{max} (MPa)	D (n/Nf)	F_{max} (mN)	h_{max} (nm)	h_c (nm)	S (mN/nm)	W_{ind} (N-nm)	W_{nette} (N-nm)
0	0	832	5520±60	5043±70	1,27±0,02	1499±122	1177±122
	0,25	816	5279±58	4900±54	1,56±0,03	1644±46	1433±47
	200	815	5158±53	4848±54	1,91±0,05	1662±65	1435±60
	0,75	827	4952±46	4739±47	2,82±0,02	1708±104	1544±105
250	0,25	831	5372±56	4967±50	1,49±0,04	1619±59	1389±54
	0,50	832	5242±46	4943±36	2,02±0,06	1627±36	1509±29
	0,75	831	5190±54	4893±45	2,03±0,06	1664±55	1412±49
	0,90	832	5130±43	4858±34	2,22±0,07	1724±46	1418±33
275	0,25	832	5561±66	4921±71	0,94±0,01	1601±25	1294±28
	0,50	831	5257±59	4997±72	2,32±0,09	1717±63	1524±70
	0,75	830	5627±44	4930±55	0,86±0,11	1710±66	1273±49
	0,90	814	5333±57	4852±35	1,23±0,05	1619±30	1213±16

Tableau 3.6 : Résultats de la micro-indentation instrumentée pour la charge de 800 mN

La figure 3.8b, dont les courbes correspondent aux mesures faites sur éprouvettes pré-endommagées à la contrainte maximale de 250 MPa, montre que la profondeur maximale diminue lorsque le pré-endommagement augmente, mais de façon moins significative que pour la contrainte de pré-endommagement de 200 MPa. La pente de déchargement croît de 1.31 mN/nm mesurée pour une éprouvette vierge à 2.02 pour un pré-endommagement D=50%. Cette valeur reste ensuite quasiment constante jusqu'à un pré-endommagement D=75%. Finalement, cette propriété croît à nouveau jusqu'à 2.22 mN/nm à un pré-endommagement D=90%. On peut donc dire que la dureté et la rigidité du matériau évoluent de la même manière avec le dommage pour la contrainte maximale de 250 MPa que pour la contrainte maximale de 200 MPa. Néanmoins, ces variations de propriété sont moins marquées pour la contrainte de pré-endommagement la plus élevée.

La figure 3.8c montre que le matériau n'a pas une tendance claire à se durcir car la profondeur maximale augmente pour le pré-endommagement D=25% ($h_{\max}= 5561\text{nm}$), après elle diminue pour D=50% ($h_{\max}= 5257\text{ nm}$), puis augmente pour D= 75% ($h_{\max}= 5627\text{nm}$), et finalement diminue pour D=90% ($h_{\max}= 5333\text{ nm}$). Ce comportement de fluctuation de la valeur de la profondeur maximale par rapport au pré-endommagement a aussi été constaté pour les autres paramètres. Le pré-endommagement à la contrainte de 275 MPa ne semble pas durcir l'alliage 6082-T6 comme c'est le cas pour 200 et 250 MPa. En effet, la dureté et la rigidité de contact fluctuent autour d'une valeur pour chacun des paramètres.

Les résultats précédents (pour les contraintes de pré-endommagement à 200 et 250 MPa) montrent que le matériau se durcit et se fragilise avec le pré-endommagement. Ces constatations sont cohérentes avec celles de la déchirure ductile qui ont montré que les paramètres de ténacité du matériau diminuent lorsque le pré-endommagement augmente. De plus, cette chute de la ténacité est d'autant plus marquée que la contrainte de pré-endommagement est faible.

CHAPITRE IV
EXPLOITATION ET DISCUSSION DES RESULTATS

4. Effet de l'endommagement sur les propriétés et les paramètres

Cette partie s'intéresse à l'exploitation et la discussion des résultats détaillés dans le chapitre précédent. L'effet du pré-endommagement sur les différentes propriétés et paramètres étudiés se détermine en référence à l'état vierge. Ceci permet d'évaluer leurs variations en fonction du taux de pré-endommagement. Les observations par microscopie optique de la surface de l'éprouvette et par microscopie électronique à balayage des faciès de ruptures des échantillons (avec ou sans pré-endommagement) viennent corroborer les constatations expérimentales.

4.1 Les propriétés statiques de traction

Les résultats obtenus dans cette étude indiquent que les dommages induits par un pré-endommagement, quelque soit son niveau, en fatigue à grand nombre de cycles (HCF), n'affectent pas la plasticité macroscopique, et les coefficients associés tels que : le module de Young E , la limite élastique σ_y , la contrainte ultime σ_u , le paramètre d'écrouissage K et le coefficient d'écrouissage n . Les valeurs des contraintes maximales appliquées (de 200 à 275 MPa) restent dans le domaine élastique macroscopique de l'alliage (Figure 3.1) et n'ont aucune activité significative sur la structure de dislocations. Ce résultat est en accord avec celui trouvé par U. Sanchez-Santana et al. [29], sur un alliage d'aluminium 6061-T6 pré-endommagé en fatigue à grand nombre de cycles (HCF) comme mentionné au chapitre I.

En conclusion, pour ces alliages d'aluminium les propriétés mécaniques de traction ne sont pas affectées par un pré-endommagement de fatigue à grand nombre de cycles (HCF).

Cette constatation n'est pas généralisable. Il semble que l'effet du pré-endommagement en fatigue en grand nombre de cycles, HCF, sur les propriétés mécaniques statiques de traction dépende du matériau. En effet, il est rappelé qu'U. Sanchez-Santana et al. [29] ont obtenu des résultats sensiblement différents sur l'acier AISI 4140T.

4.2 Les paramètres critiques de ténacité : $J_{0,2}$ et $COD_{0,2}$

Afin de déterminer l'effet du pré-endommagement D sur les paramètres critiques de ténacité ($COD_{0,2}$ et $J_{0,2}$), les valeurs reportées dans le tableau 3.4, $J_{0,2}$ et $COD_{0,2}$, ont été normalisées avec celles correspondant au matériau vierge ($D=0$), référencées respectivement par $COD_{0,2(0)}$ et $J_{0,2(0)}$. Les valeurs normalisées sont répertoriées dans le tableau 4.1 et leurs évolutions sont représentées sur les figures 4.1 et 4.2.

σ_{\max} (MPa)	D	COD _c / COD _{0.2(0)}	COD _{0.2} / COD _{0.2(0)}	J _{IC} / J _{IC(0)}	J _{0.2} / J _{0.2(0)}
-	0	1	1	1	1
200	0,20	0,747	0,783	0,780	0,809
	0,50	0,701	0,728	0,743	0,772
	0,70	0,586	0,641	0,720	0,752
250	0,20	0,816	0,837	0,833	0,854
	0,50	0,759	0,772	0,807	0,831
	0,70	0,598	0,707	0,769	0,800
275	0,30	0,828	0,837	0,886	0,891
	0,45	0,851	0,880	0,852	0,864
	0,70	0,782	0,804	0,844	0,849

Tableau 4.1 : Résultats des valeurs normalisées de COD_c, COD_{0.2}, J_{IC}, J_{IC0.2}.

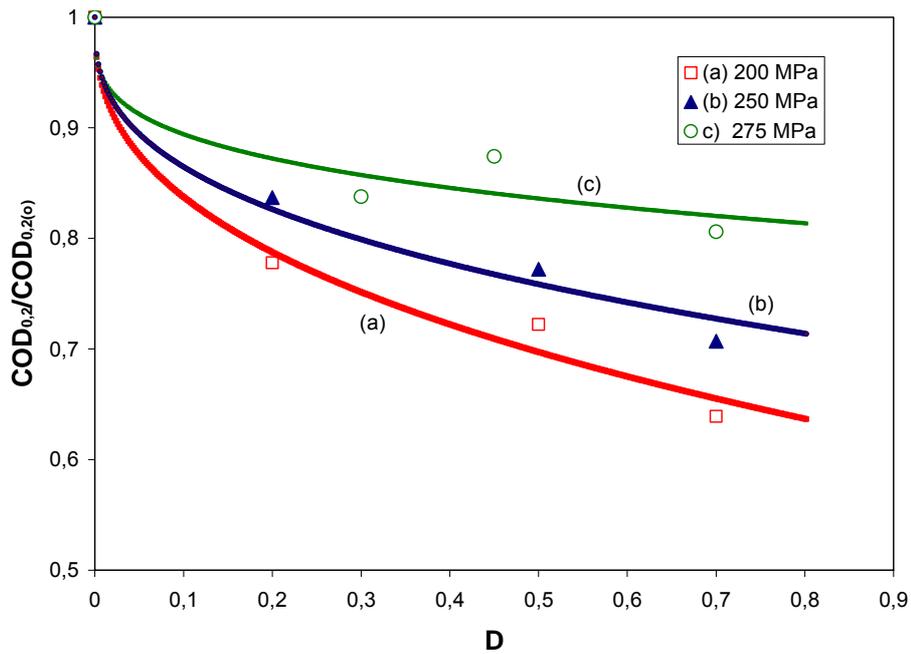


Figure 4.1 : Variation des valeurs normalisées COD_{0.2}/ COD_{0.2(0)} avec les différents pré-endommagements

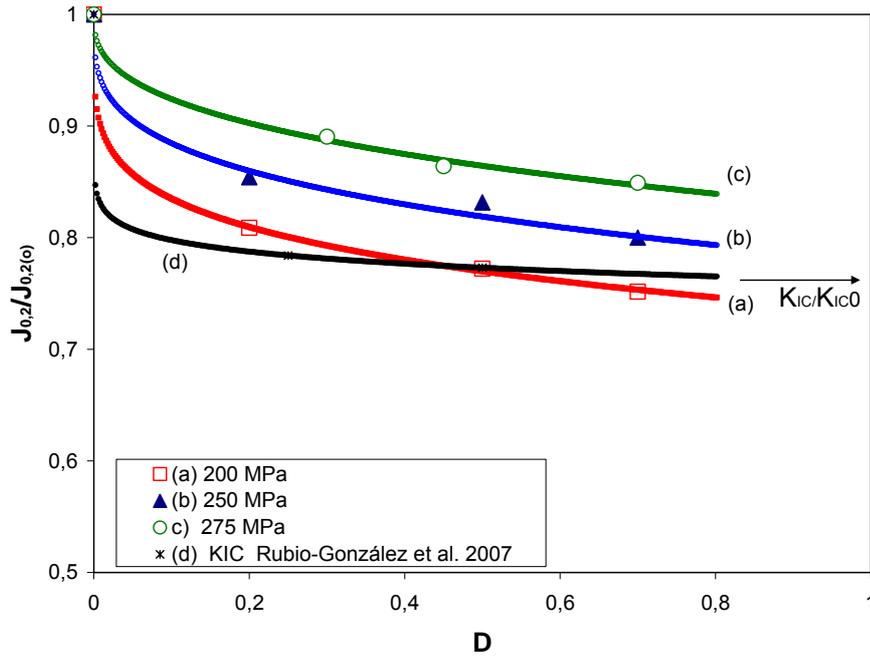


Figure 4.2 : Variation des valeurs normalisées du paramètre énergétique $J_{0.2}/J_{0.2(0)}$ avec les différents pré-endommagements

La figure 4.1, montre que les valeurs normalisées de $COD_{0.2}$ diminuent avec le pré-endommagement de 18 à 35%, pour des contraintes maximales appliquées décroissantes de 275 à 200 MPa, pour un dommage D égal à 70%.

On remarque que la diminution avec le pré-endommagement de la valeur normalisée du $COD_{0.2}$ est davantage marquée à 200 MPa qu'à 250 ou à 275 MPa. De même, la figure 4.2 montre que les valeurs normalisées du paramètre énergétique $J_{0.2}$, diminuent également à mesure que le pré-endommagement D augmente. Cette diminution atteint les valeurs de 15, 20 et 25% pour les contraintes maximales appliquées de 275, 250 et 200 MPa, respectivement au pré-endommagement de $D=70\%$.

Les paramètres de ténacité du matériau diminuent lorsque le pré-endommagement par fatigue augmente et lorsque la contrainte maximale appliquée diminue. Sur cette même figure, la courbe de tendance des valeurs normalisées de la valeur critique de la ténacité K_{IC} par rapport au pré-endommagement par fatigue, obtenues par C. Rubio-Gonzalez et al. [39], sur un alliage d'aluminium 6061-T6 pré-endommagé à une contrainte maximale de 180 MPa, a aussi été représentée. Ces auteurs ont montré que la ténacité diminue à mesure que le pré-endommagement par fatigue augmente. Ces mêmes auteurs [39] ont montré aussi que dans le cas de l'acier 4140 le pré-endommagement par fatigue n'affecte pas la valeur critique de la

ténacité K_{IC} . Ceci confirme encore que l'effet du pré-endommagement dépend du matériau et que toutes les propriétés mécaniques n'évoluent pas de la même manière.

En effet, en traction monotone, les propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium ne sont pas sensibles au pré-endommagement tandis qu'en déchirure ductile les propriétés de ténacité K_{IC} , $COD_{0,2}$ et $J_{0,2}$ des alliages d'aluminium (6061-T6 et 6082-T6) sont affectées par le pré-endommagement. L'étude bibliographique a montré que ces mêmes propriétés étudiées sur des aciers réagissent de manière opposées aux alliages d'aluminium : insensibilité au pré-endommagement par fatigue pour les propriétés de ténacité et sensibilité pour les résultats de traction monotone. Il semblerait donc que le pré-endommagement par fatigue a une influence sur les alliages d'aluminium lorsqu'il s'agit des propriétés qui se déterminent localement ou à partir de défauts comme des entailles. Afin d'analyser la diminution de la ténacité du matériau, un certain nombre d'observations en microscopie optique et électronique à balayage, MEB, ont été conduites, pour différents pré-endommagements. Ces observations ont été réalisées sur la surface des éprouvettes et sur les faciès de rupture des éprouvettes rompues lors des essais de déchirure ductile. Une attention particulière a été portée sur la zone d'initiation de propagation de fissure par déchirure.

La figure 4.3 montre les micrographies optiques de la surface des échantillons. La figure 4.3a montre la surface pour l'état sans pré-endommagement où il n'y a pas de fissures. Les figures 4.3 b, c, correspondent aux observations micrographiques pour un pré-endommagement de 70% pour les contraintes maximales appliquées de 275 et 200 MPa. On remarque des microfissures (indiquées par les flèches) localisées aux joints de grain.

Il apparaît que, du point de vue microstructural, le pré-endommagement par fatigue à grand nombre de cycles HCF soit associé au développement de microfissures de fatigue dont le nombre augmente à mesure que le pré-endommagement D se cumule. Dans notre cas, en fatigue à grand nombre de cycles HCF, les microfissures qui prennent naissance ont des tailles de 15-25 μm et sont nombreuses, pour un pré-endommagement D de 70%.

Il semble que les microfissures amorcées en surface, lors du pré-endommagement par fatigue, soient responsables de la diminution de la ténacité de l'alliage d'aluminium. Ces microfissures sont aussi responsables de la diminution d'énergie nécessaire pour propager la fissure par déchirure ductile.

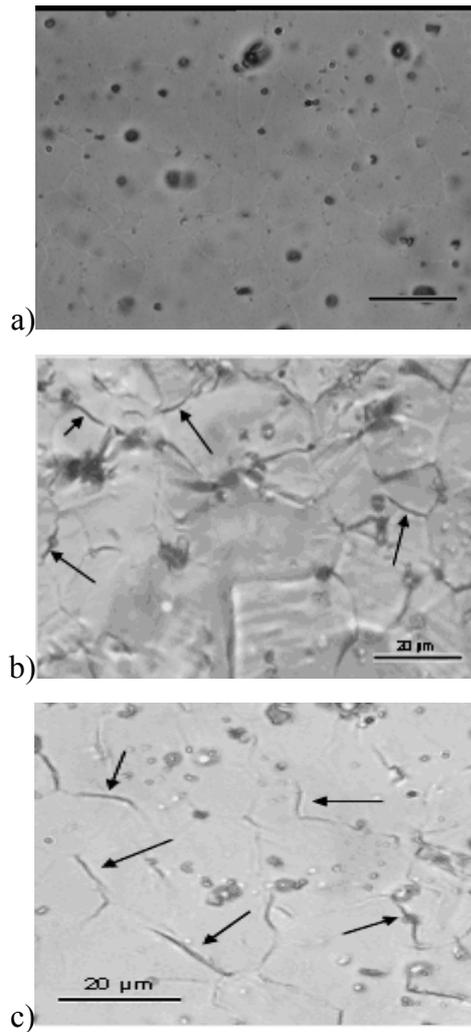


Figure 4.3. Micrographies optiques de la surface des échantillons : a) Sans pré-endommagement $D=0$; b) $D= 0.70$, $\sigma_{max} = 275$ MPa c) $D= 0.70$, $\sigma_{max} = 200$ MPa

La figure 4.4 montre les observations en microscopie électronique à balayage des surfaces de rupture pour différents pré-endommagement. La figure 4.4a, correspondant à un échantillon sans dommage ($D=0$), montre que la surface de rupture est liée à un mécanisme de rupture ductile, caractérisé par la présence des cupules. Les figures 4.4 b et c montrent des facettes plates (indiquées par les flèches) et des cupules, caractérisant un mécanisme de rupture mixte ductile-fragile. On remarque également que l'échantillon pré-endommagé à une contrainte maximale de 200 MPa, possède un taux de facettes plates sensiblement plus important que celui correspondant aux échantillons pré-endommagés à une contrainte maximale de 275 MPa. D'autres observations de la surface et des faciès de rupture sont données en annexe B.

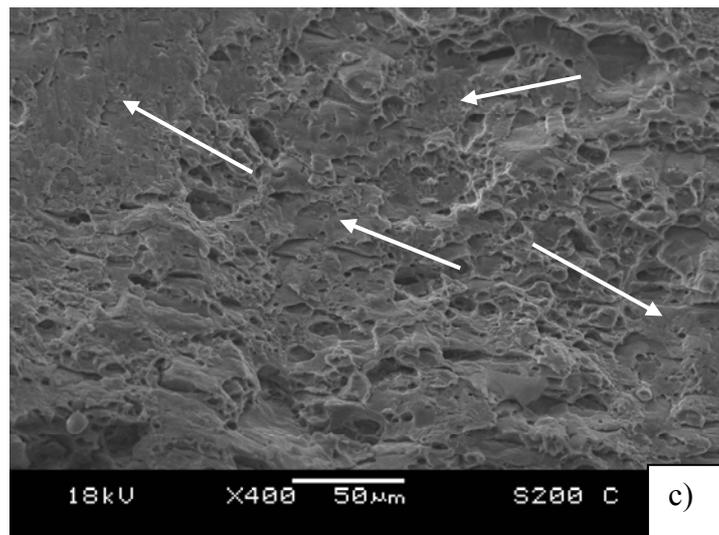
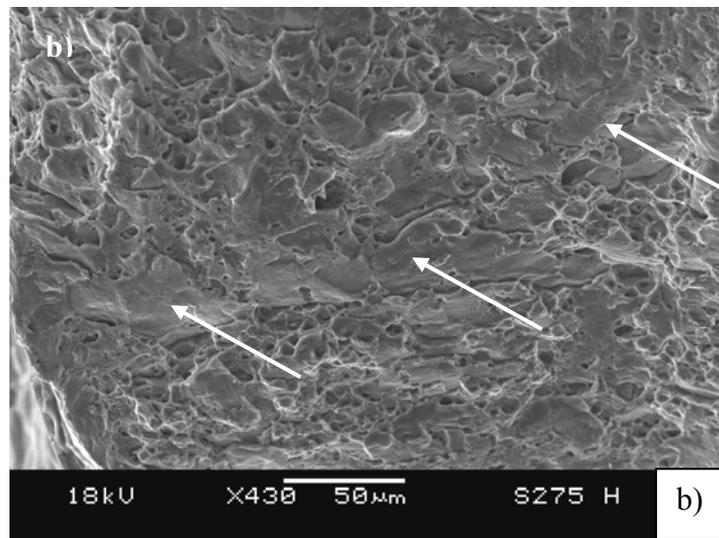
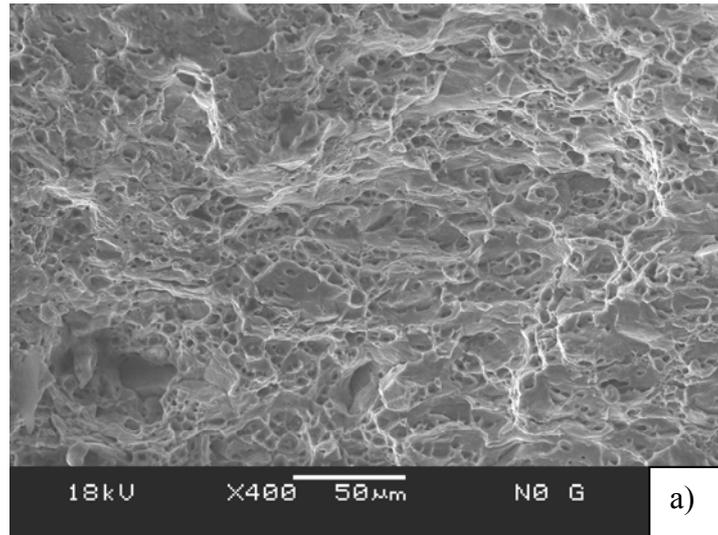


Figure 4.4 MEB des faciès de rupture sur la zone de début de la propagation de fissure par déchirure ductile des spécimens avec 70% de pré-endommagement. (a) $D = 0$. (b) $D = 0.7$ avec $\sigma_{max} = 275$ MPa et (c) $D = 0.70$ avec $\sigma_{max} = 200$ MPa.

Bien qu'aucun effet de plasticité ne soit observé au niveau macroscopique, l'évolution des propriétés de ténacité de l'alliage d'aluminium 6082 T6 après pré-endommagement par fatigue montre l'influence significative du pré-endommagement sur l'ouverture de la fissure, COD, et le paramètre énergétique J.

Comme la ténacité du matériau est liée à l'amorçage et la propagation des fissures, le pré-endommagement par fatigue peut donc être considéré comme responsable de la microfissuration et par conséquent à l'origine de la diminution des propriétés de ténacité.

Les observations microscopiques conduites sur la surface des échantillons après pré-endommagement par fatigue (Figure 4.3) et l'analyse fractographique associée (Figure 4.4) indiquent que des microfissures se forment et modifient de manière significative la morphologie des faciès de rupture lors des essais de déchirure ductile, en comparaison de ceux observés pour le matériau non pré-endommagé.

La présence de facettes plates sur la surface de rupture des échantillons pré-endommagés montre que les microfissures participent au processus de rupture conduisant à un mécanisme mixte ductile-fragile. Inversement, le faciès de rupture du matériau non pré-endommagé ne présente pas de facette plane. Il est entièrement associé à la coalescence de cupules caractéristiques d'une rupture ductile.

Du point de vue qualitatif, les échantillons pré-endommagés à une contrainte maximale de 275 MPa contiennent peu de microfissures mais de grande taille, alors que les échantillons pré-endommagés à 200 MPa présentent une forte densité de microfissures de petite taille.

Ces observations indiquent donc que la présence d'un grand nombre de microfissures est susceptible d'affaiblir plus fortement les propriétés de ténacité de ce matériau qu'un nombre moins élevé de microfissures de plus grande taille. Ceci expliquerait la diminution plus importante de ces propriétés après un pré-endommagement à une contrainte maximale de 200 MPa comparativement à un pré-endommagement réalisé à une contrainte maximale de 275 MPa.

La fissuration aux joints de grain pourrait être le résultat de la déformation microscopique localisée du matériau dû à l'incapacité des joints à s'adapter aux répétitions des déformations qui se produisent dans les grains voisins. En conséquence des différentes propriétés élastiques

et plastiques des grains, des gradients de déformation aux joints des grains pourraient apparaître et provoquer un mécanisme de cisaillement à l'origine de l'initiation des microfissures de fatigue.

Le passage du mode de rupture ductile pour les échantillons sans pré-endommagement à un mode ductile-fragile pour les échantillons pré-endommagés est en accord avec les résultats obtenus par Duyi et Zhenlin [23, 36] pour un acier pré-endommagé en fatigue oligocyclique LCF.

La diminution de la ténacité résultant d'un pré-endommagement par fatigue HCF a également été observée par Rubio-Gonzalez et al [39].

En conclusion le pré-endommagement par fatigue HCF diminue la ténacité du matériau, car il génère des microfissures de fatigue en surface qui de ce fait fragilisent le matériau. Cette fragilité est associée au durcissement cyclique de l'alliage. Ceci est confirmé par les résultats de micro-dureté. Ces observations se vérifient plus facilement lorsque la contrainte maximale de pré-endommagement est la plus faible.

4.3 La dureté

4.3.1 La microdureté Vickers

Comme précédemment l'effet du pré-endommagement sur la micro-dureté du matériau a été étudié en normalisant les résultats obtenus avec ceux mesurés sur l'alliage à l'état vierge de dommage. Les valeurs normalisées sont données dans le tableau 4.2 et représentées en fonction du pré-endommagement sur la figure 4.5 avec les courbes de tendances pour les différentes contraintes maximales appliquées.

Sur la figure 4.5, on peut noter que, pour la contrainte maximale de 200 MPa, le pré-endommagement a un effet durcissant plus important que pour les deux autres contraintes (250, 275 MPa). Ce durcissement atteint 15% à la rupture pour la contrainte maximale de 200MPa alors qu'il se situe entre 7 et 10% pour les contraintes maximales de 250 et 275 MPa.

L'étude du durcissement sera approfondie par des essais de micro-indentation instrumentée charge-décharge qui permettront d'obtenir directement les différents paramètres avec plus de précision que par les mesures des diagonales d'empreintes.

σ_{\max} (MPa)	D	Hv/Hv ₍₀₎
0	0	1
200	0,03	1,04
	0,07	1,068
	0,13	1,043
	0,27	1,059
	0,53	1,062
	0,8	1,122
	1	1,148
250	0,14	1,013
	0,28	1,011
	0,43	1,026
	0,57	1,037
	0,71	1,019
	0,85	1,037
	1	1,062
275	0,21	1,028
	0,43	1,028
	0,64	1,044
	0,86	1,041
	1	1,046

Tableau 4.2 Valeurs normalisées de microdureté Vickers

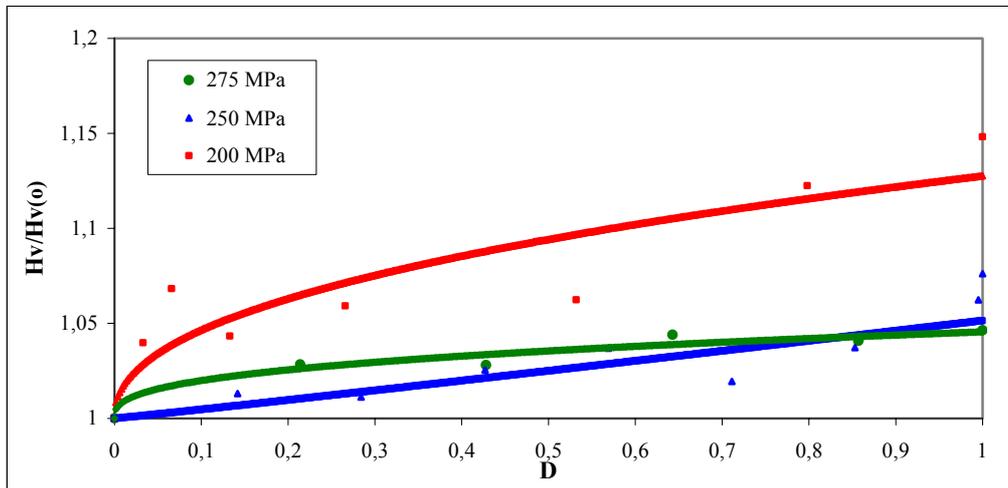


Figure 4.5 Valeurs normalisées de la microdureté Vickers $Hv/Hv_{(0)}$ pour les trois contraintes maximales appliquées

4.3.2 La micro-indentation instrumentée de charge-décharge

Comme il a été mentionné au chapitre précédent, trois charges de micro-indentation ont été appliquées : 800, 600 et 400 mN. Dans cette partie, l'effet du pré-endommagement sur les différents paramètres de la courbe de charge-décharge normalisés à l'état sans pré-endommagement est présenté. Les résultats normalisés correspondant aux charges de 800, 600 et 400 mN sont répertoriés dans les tableaux 4.3 a, b et c respectivement.

La Figure 4.6 montre que la valeur normalisée de la profondeur maximale ($h_{\max}/h_{\max(o)}$) a tendance à décroître lorsque le pré-endommagement augmente. On remarque, une nouvelle fois, que cette tendance est plus marquée pour la contrainte maximale de 200 MPa où la profondeur maximale chute de 10%, tandis que pour la contrainte maximale de 250 MPa la profondeur maximale ne diminue que de 6% et que pour la contrainte maximale de 275 MPa il n'y a pas de changement significatif de la profondeur maximale. Cela signifie que le durcissement provoqué par le pré-endommagement sur le matériau est d'autant plus fort que la contrainte maximale de pré-endommagement est faible. Ce résultat est en accord avec ceux obtenus sur la ténacité à partir des essais de déchirure ductile. Les observations sur la ténacité ont révélé que celle-ci décroît lorsque la contrainte maximale de pré-endommagement diminue. Il en résulte que le durcissement par pré-endommagement évolue en sens inverse de la ténacité. Le matériau est moins ductile pour la contrainte maximale de 200 MPa et cela correspond à un durcissement maximum.

σ_{\max} (MPa)	D (n/Nf)	F_{\max} (mN)	$h_{\max}/$ $h_{\max(o)}$	$h_c/h_{c(o)}$	$S/S(o)$	$W_{\text{ind}}/$ $W_{\text{ind}(o)}$	$W_{\text{nette}}/$ $W_{\text{nette}(o)}$
0	0	832	1	1	1	1	1
200	0,25	816	0,956	0,972	1,234	1,097	1,217
	0,50	815	0,934	0,961	1,507	1,108	1,219
	0,75	827	0,897	0,940	2,226	1,139	1,312
250	0,25	831	0,973	0,985	1,176	1,080	1,180
	0,50	832	0,950	0,980	1,595	1,085	1,282
	0,75	831	0,940	0,970	1,604	1,110	1,200
	0,90	832	0,929	0,963	1,754	1,150	1,205
275	0,25	832	1,007	0,976	0,745	1,068	1,100
	0,50	831	0,952	0,991	1,832	1,145	1,296
	0,75	830	1,019	0,978	0,683	1,140	1,082
	0,90	814	0,966	0,962	0,970	1,080	1,031

Tableau 4.3a : Paramètres normalisés de la micro-indentation pour la charge de 800 mN

σ_{\max} (MPa)	D (n/Nf)	F _{max} (mN)	$h_{\max}/$ $h_{\max(o)}$	$h_c/h_{c(o)}$	S/S _(o)	W _{ind/} W _{ind(o)}	W _{nette/} W _{nette(o)}
0	0	632	1	1	1	1	1
200	0,25	615	0,937	0,961	1,518	1,120	1,168
200	0,50	630	0,927	0,946	1,172	1,216	1,259
200	0,75	619	0,913	0,945	1,992	1,260	1,230
250	0,25	615	0,951	0,963	1,560	1,136	1,133
250	0,50	631	0,944	0,962	1,701	1,157	1,160
250	0,75	632	0,948	0,954	1,434	1,135	1,226
250	0,90	631	0,942	0,948	1,898	1,200	1,246
275	0,25	617	0,972	0,978	1,307	1,110	1,094
275	0,50	632	0,976	0,965	1,248	1,061	1,118
275	0,75	617	0,968	0,955	1,190	1,113	1,098
275	0,90	632	0,959	0,959	1,249	1,176	1,135

Tableau 4.3b : Paramètres normalisés de la micro-indentation pour la charge de 600 mN

σ_{\max} (MPa)	D (n/Nf)	F _{max} (mN)	$h_{\max}/$ $h_{\max(o)}$	$h_c/h_{c(o)}$	S/S _(o)	W _{ind/} W _{ind(o)}	W _{nette/} W _{nette(o)}
0	0	431	1	1	1	1	1
200	0,25	430	0,952	0,978	1,518	1,060	1,125
200	0,50	416	0,947	0,957	1,172	1,143	1,229
200	0,75	421	0,903	0,939	1,992	1,157	1,233
250	0,25	431	0,949	0,976	1,560	1,039	1,100
250	0,50	430	0,955	0,987	1,701	1,103	1,187
250	0,75	430	0,949	0,971	1,434	1,119	1,188
250	0,90	430	0,926	0,961	1,898	1,113	1,196
275	0,25	428	0,967	0,985	1,307	1,038	1,080
275	0,50	431	0,963	0,977	1,248	1,071	1,140
275	0,75	429	0,961	0,972	1,190	1,090	1,160
275	0,90	428	0,963	0,978	1,249	1,110	1,180

Tableau 4.3c : Paramètres normalisés de la micro-indentation pour la charge de 400 mN.

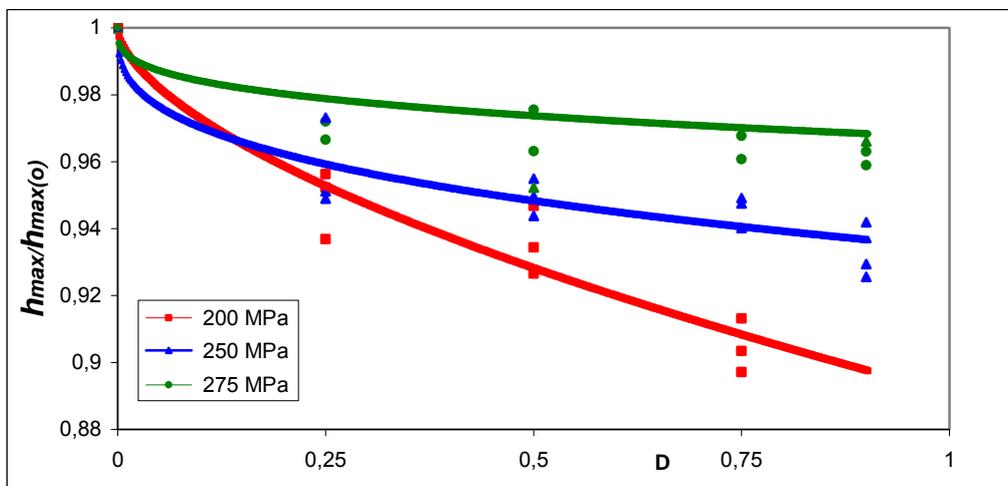


Figure 4.6 : Variation de la profondeur maximale normalisée $h_{\max}/h_{\max(o)}$ avec D

La figure 4.7 confirme les résultats précédents. La valeur normalisée de la profondeur de contact ($h_c/h_{c(0)}$) diminue avec le pré-endommagement surtout pour la contrainte maximale de 200 MPa. Ceci confirme les observations précédentes : le matériau durcit avec le pré-endommagement, la microdureté étant en effet inversement proportionnelle à la profondeur de contact. Ces résultats sont en accord avec ceux obtenus par Pavlou [37] sur l'alliage 2024-T42 et par Pantelakis et al [38] sur l'alliage d'aluminium 2024-T3. Ces auteurs ont observé que ces alliages durcissent avec un pré-endommagement par fatigue. Par contre, ils ont constaté que ces alliages durcissent d'autant plus que la contrainte maximale appliquée augmente.

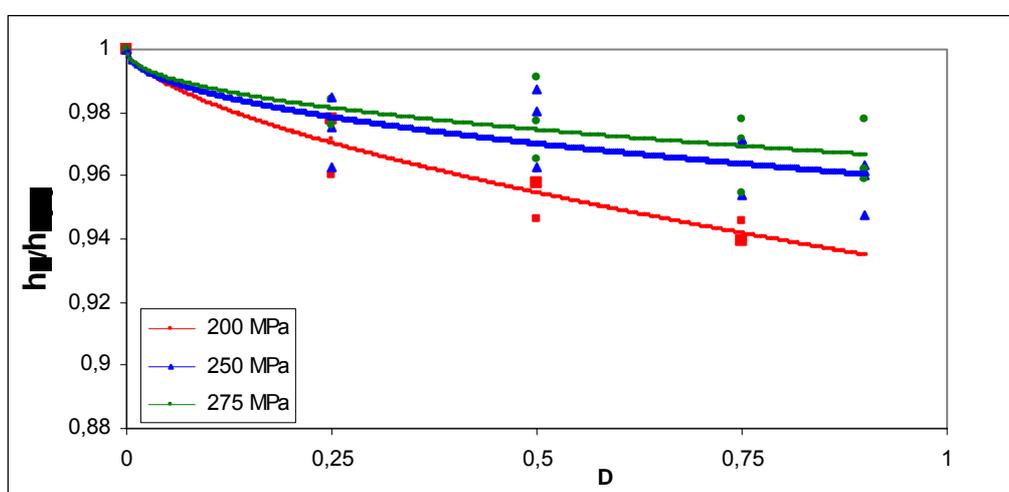


Figure 4.7 : Variation de la profondeur de contact normalisée $h_c/h_{c(0)}$ avec D

Afin de comparer les résultats de la profondeur de contact obtenus par Pantelakis et al. sur l'alliage 2024-T3 à ceux de l'alliage 6082-T6 présentés dans cette étude, la même modélisation à l'aide d'une loi puissance leur a été appliquée. Les figures 4.8 a et b montrent la comparaison des résultats normalisés de la profondeur de contact $h_c/h_{c(0)}$ entre les deux alliages pour les contraintes maximales de 200 et 250 MPa. Sur ces figures, on peut observer que l'alliage 6082-T6 durcit plus que l'alliage 2024-T3 pour la contrainte maximale appliquée de 200 MPa. Par contre, les deux alliages ont quasiment le même niveau de durcissement (entre 2 et 4%) compte tenu de la dispersion des points pour une contrainte maximale appliquée de 250 MPa.

Il semble que ce durcissement résulte de la multiplication des dislocations qui ne parviennent pas à franchir les précipités. Ce mécanisme conduit ainsi à la formation de bandes de glissement sur les grains. C'est un comportement typique des alliages d'aluminium selon Pantelakis et al [38].

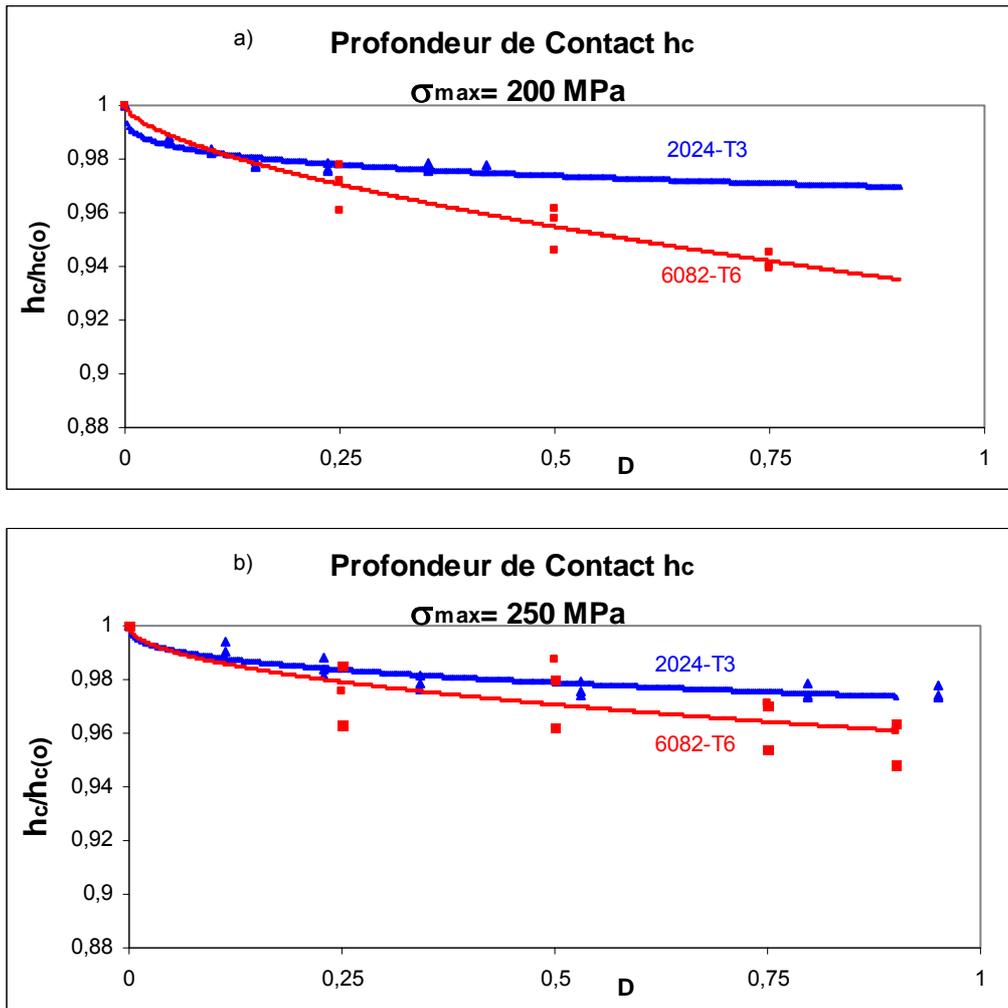


Figure 4.8 : Variation de la profondeur de contact normalisée des alliages d'aluminium 6082-T6 et 2024-T3 pour les contraintes maximales : a) $\sigma_{max} = 200 \text{ MPa}$ et b) $\sigma_{max} = 250 \text{ MPa}$.

Les observations menées par microscopie optique, par balayage ou transmission électronique (MO, MEB et TEM) n'ont pourtant pas permis de visualiser de bandes de glissement ni de structures des dislocations. D'après la théorie de ces dernières, le piégeage des dislocations mobiles dans les réseaux de dislocations est responsable du mécanisme du durcissement de la structure. Le traitement thermique de notre alliage conduit à une formation de précipités qui piègent les dislocations conduisant à leur multiplication, à l'augmentation de leur densité, et par conséquent au durcissement. Le durcissement lors du pré-endommagement est donc facilité si les précipités présents dans l'alliage s'opposent aux mouvements des dislocations.

De même, la figure 4.9 montre l'augmentation de la valeur normalisée de la rigidité (S/S_0) avec le pré-endommagement réalisé dans les trois conditions de contraintes maximales. Ce fort accroissement de la rigidité est de 103% pour la contrainte maximale de 200 MPa et de 68% pour la contrainte maximale de 250 MPa. Par contre, pour la contrainte maximale de 275 MPa, l'augmentation de la rigidité, même si elle reste sensible (13%), tend vers une valeur asymptotique qui est faible au regard des deux précédentes. Ces résultats montrent que la rigidité du matériau croît lorsque le dommage par fatigue augmente, cette observation est d'autant plus marquée que la contrainte maximale de pré-endommagement est faible. Cette augmentation de la rigidité est cohérente avec la perte de ténacité du matériau. En effet, la rigidité est liée au durcissement et la fragilisation du matériau. Ceci concorde aussi avec le passage de faciès de rupture ductile à cupules vers un faciès mixte ductile-fragile.

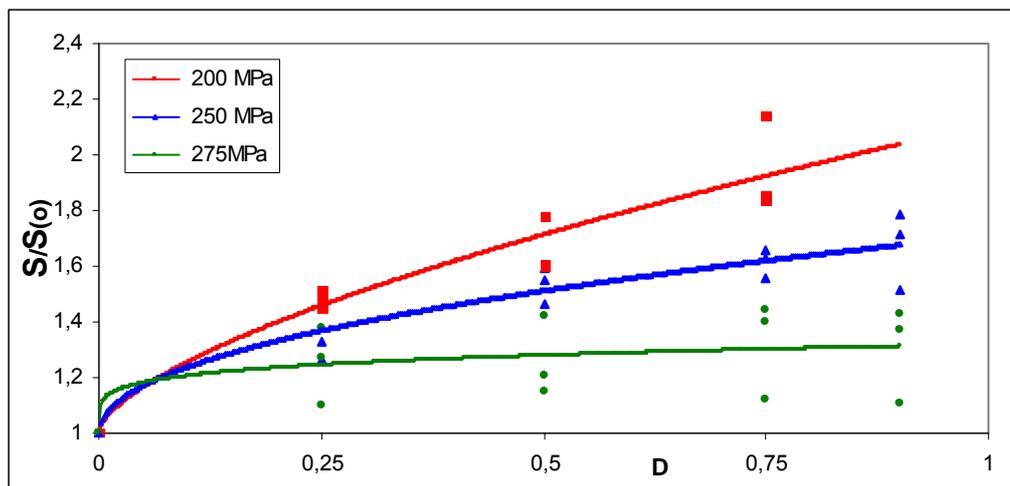


Figure 4.9 : Variation de la pente de déchargement ou rigidité de contact normalisée S/S_0 avec D

La valeur normalisée de l'énergie d'indentation (Figure 4.10) augmente avec le pré-endommagement. Elle augmente d'environ 21% pour la contrainte maximale de 200 MPa, et d'environ 15 et 12% pour les contraintes maximales 250 et 275 MPa, respectivement.

La valeur normalisée de l'énergie nette de pénétration $W_{nette}/W_{nette(0)}$ (Figure 4.11), dépend aussi de la contrainte maximale appliquée. Cette figure révèle que pour une contrainte maximale appliquée de 200 MPa, l'énergie nette de pénétration augmente jusqu'à 30% alors qu'elle n'augmente respectivement que de 20 et 12% pour les contraintes maximales appliquées de 250 et 275 MPa. En conséquence, la résistance à la pénétration (dureté) du

matériau augmente avec le pré-endommagement. En effet, dans ce cas, le matériau demande plus d'énergie d'indentation et de pénétration par rapport à l'état sans pré-endommagement.

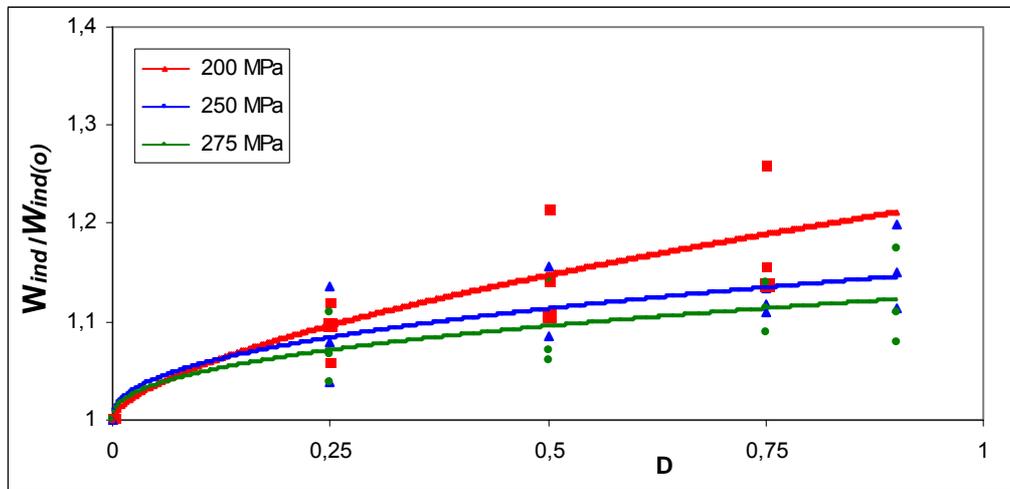


Figure 4.10 : Variation de l'énergie d'indentation normalisée $W_{ind}/W_{ind(o)}$, avec D .

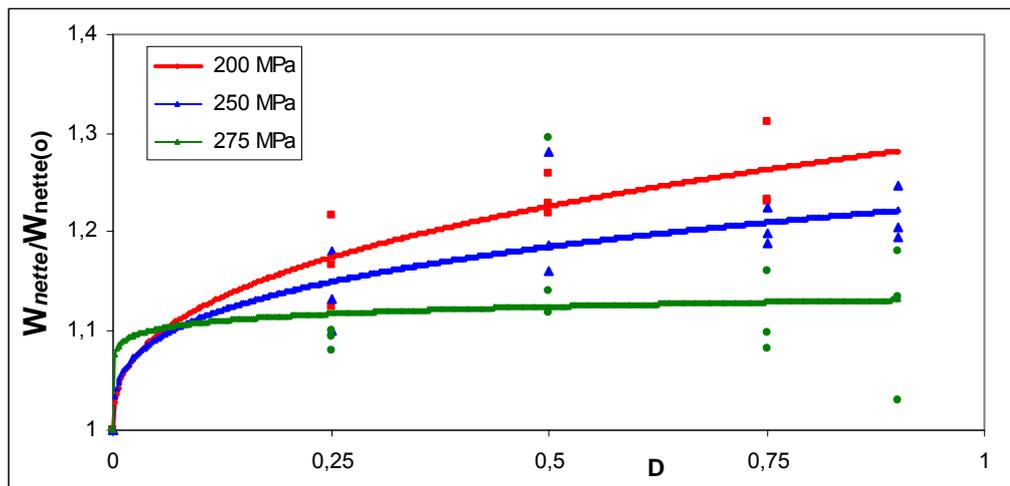


Figure 4.11 : Variation de l'énergie nette de pénétration normalisée $W_{nette}/W_{nette(o)}$, avec D .

Il faut cependant noter une dispersion importante sur ces essais. Ceci induit une certaine incertitude sur les courbes de tendance. Néanmoins, ceci ne dissimule pas la tendance du matériau à durcir lorsque le pré-endommagement augmente surtout si la contrainte maximale appliquée est faible. Cette conclusion est consistante avec les résultats précédents concernant les profondeurs de pénétration et la rigidité.

L'analyse de la micro-indentation permet donc de conclure que le pré-endommagement par fatigue modifie les propriétés de l'alliage d'aluminium par un effet de durcissement d'autant plus important que la contrainte maximale appliquée est basse, 200 MPa dans notre cas.

4.4. Relation paramètre de ténacité et paramètre de micro-indentation

Comme mentionné précédemment, les courbes normalisées du paramètre énergétique $J_{0,2}$ (Figure 4.2) présentent une perte de la ténacité du matériau de 15, 20 et 25% et les courbes d'énergie de pénétration W_{nette} (Figure 4.11), montrent une augmentation de 13, 21 et 26% pour les contraintes maximales appliquées 275, 250 et 200 MPa, respectivement. Il est donc possible d'écrire une relation entre les variations de la ténacité du matériau exprimées par le paramètre énergétique $J_{0,2}$ et l'énergie de pénétration W_{nette} , de la forme:

$$\%VRJ_{0,2} = \alpha[\%VRW_{nette}] \quad (4.1)$$

$$\text{Où : } \%VRJ_{0,2} = \left(1 - \frac{J_{0,2}}{J_{0,2(0)}}\right) \times 100 \text{ et } \%VRW_{nette} = \left(1 - \frac{W_{nette}}{W_{nette(0)}}\right) \times 100 \quad (4.2)$$

Les valeurs des paramètres normalisés de $J_{0,2}$ et W_{nette} sont calculées à partir de leurs courbes de tendances pour les mêmes contraintes maximales et pour les mêmes pourcentages de pré-endommagement. Les valeurs calculées de $\%VRJ_{0,2}$ et $\%VRW_{nette}$, sont données dans le tableau 4.4.

Pour déterminer la valeur de la constante α , on a représenté sur la figure 4.12 les valeurs de la variation (Tableau 4.4) du paramètre énergétique $\%VRJ_{0,2}$ en fonction de la variation de l'énergie de pénétration $\%VRW_{nette}$.

σ_{max} (MPa)	D	$\%VRW_{nette}$	$\%VRJ_{0,2}$
0	0	0	0
200	0,25	-17,5	20,2
	0,5	-22,6	23,3
	0,75	-26,3	25,4
250	0,25	-15,0	14,9
	0,5	-18,6	18,1
	0,75	-21,0	19,9
275	0,25	-11,8	10,3
	0,5	-12,5	13,2
	0,75	-13,0	15,3

Tableau 4.4 : Valeurs de la variation relative de W_{nette} et $J_{0,2}$

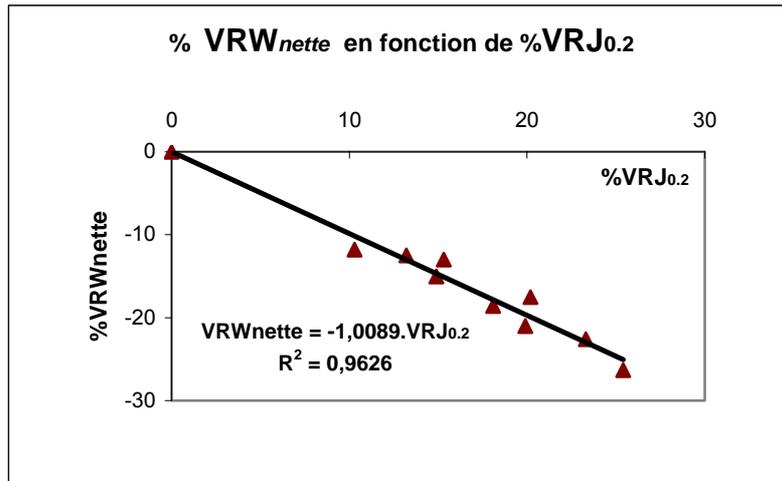


Figure 4.12 : Variation relative des paramètres énergétiques $J_{0.2}$ et W_{nette}

La figure 4.12 permet de constater que les $\%VRJ_{0.2}$ et $\%VRW_{nette}$ sont proportionnels. La valeur du coefficient de proportionnalité α est égale à -1.0089 ($\alpha \approx -1$). Cette proportionnalité entre la ténacité exprimée par la variation relative de son paramètre énergétique ($\%VRJ_{0.2}$) et la variation de l'énergie de pénétration ($\%VRW_{nette}$) confirme également que la perte de ténacité du matériau se traduit par un gain de la résistance à la pénétration ou un gain en dureté. Quelque soit le pré-endommagement et la contrainte maximale appliquée, cette relation permet de déterminer à partir des essais de micro-indentation (essai non destructif), la variation de la ténacité (essai destructif) pour cet alliage d'aluminium.

4.5. Approche de modélisation simplifiée

Les courbes de tendances présentées ci-dessus ont été lissées par une loi puissance qui permet de relier les paramètres expérimentaux normalisés à l'endommagement par une loi de type :

$$P_n = 1 \pm kD^n \quad (4.3)$$

Où :

- P_n : Paramètre normalisé par rapport à l'état non pré-endommagé,
- k et n : coefficients du lissage qui dépendent du matériau et de la contrainte maximale appliquée.

Le signe (+) est utilisé pour les paramètres qui augmentent avec le pré-endommagement et le signe (-) pour ceux qui diminuent avec le pré-endommagement.

Les valeurs des coefficients k et n pour les différents paramètres étudiés et pour les contraintes maximales appliquées sont données dans le tableau 4.5 :

Paramètre Normalisé, P _n	Contrainte Maximale appliquée σ_{\max} (MPa)	Coefficient k	Coefficient n
COD _{0.2}	200	0.4000	0.3900
	250	0.3100	0.3600
	275	0.2000	0.2700
J _{0.2}	200	0.2700	0.2100
	250	0.2200	0.2800
	275	0.1700	0.3600
h _{max}	200	0.1090	0.6032
	250	0.0655	0.3453
	275	0.0327	0.3135
h _c	200	0.0695	0.6128
	250	0.0414	0.4821
	275	0.0350	0.4534
S	200	1.1075	0.6413
	250	0.7111	0.4727
	275	0.3171	0.1893
W _{ind}	200	0.2258	0.6119
	250	0.1519	0.4337
	275	0.1276	0.4278
W _{nette}	200	0.2934	0.3746
	250	0.2295	0.3057
	275	0.1330	0.0878

Tableau 4.5 : Valeurs des coefficients des lissages k et n pour les différents paramètres normalisés

4.5.1 Relation des paramètres P_n en fonction de l'endommagement.

Afin d'obtenir une relation pour les paramètres normalisés de ténacité J_{0.2} et COD_{0.2} qui ne dépendent que des paramètres imposés (σ_{\max} et D), leurs valeurs des coefficients k et n donnés dans le tableau 4.5 ont été représentées en fonction des contraintes maximales appliquées (Figures 4.13 et 4.14). Un lissage linéaire a permis de déterminer les relations entre les coefficients k et n avec la contrainte maximale σ_{\max} par l'équation (4.4) pour le paramètre normalisé de COD_{0.2} et l'équation (4.5) pour le J_{0.2}.

$$k_1 = 0.918 - \frac{\sigma_{\max}}{400} ; \quad n_1 = 0.692 - \frac{\sigma_{\max}}{667} \quad (4.4)$$

$$k_2 = 0.531 - \frac{\sigma_{\max}}{769} ; \quad n_2 = \frac{\sigma_{\max}}{526} - 0.179 \quad (4.5)$$

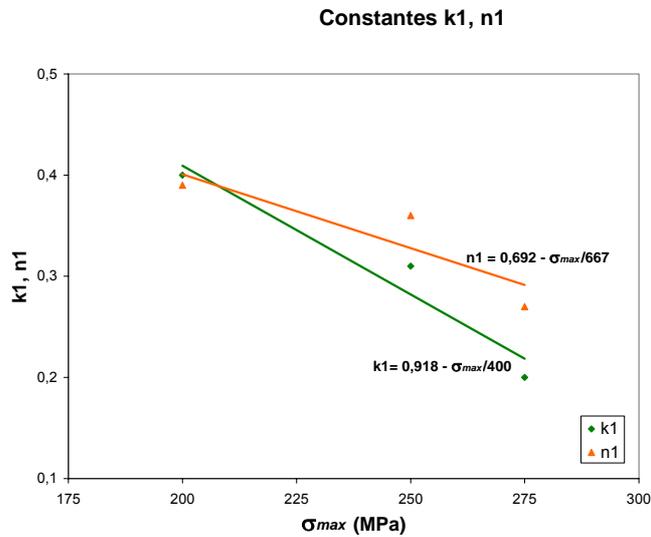


Figure 4.13: Variation des coefficients k_1 et n_1 correspondants à $COD_{0,2}/COD_{0,2(0)}$ en fonction des différentes contraintes maximales appliquées σ_{max} .

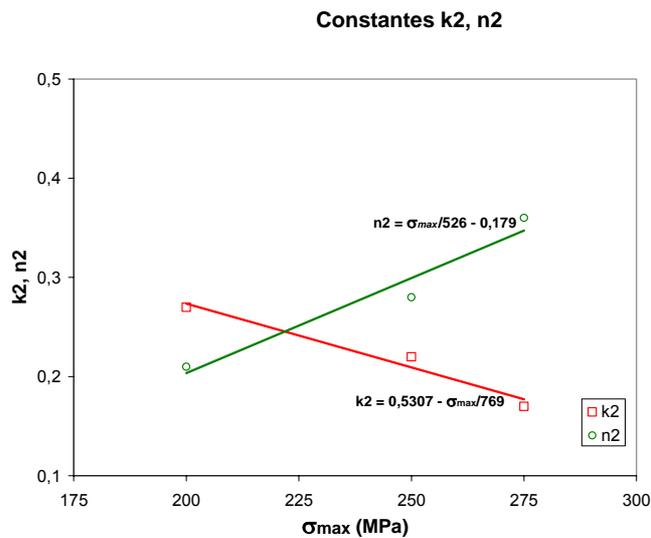


Figure 4.14: Variation des coefficients k_2 et n_2 correspondants à $J_{0,2}/J_{0,2(0)}$ en fonction des différentes contraintes maximales appliquées σ_{max} .

Si l'on introduit les équations (4.4) et (4.5) dans l'équation (4.3), on obtient les équations empiriques (4.6) et (4.7) reliant les paramètres critiques de la ténacité de cet alliage d'aluminium en fonction du dommage D et de la contrainte maximale appliquée σ_{max} pour un rapport de chargement R de 0,1. Avec les équations (4.6) et (4.7), il est possible de déterminer la variation (diminution) des paramètres de ténacité de cet alliage pour l'intervalle de pré-

endommagement de 0,0 à 0,70 et dans l'intervalle de contrainte maximale appliquée de 200 à 275 MPa.

$$\frac{\text{COD}_{0,2}}{\text{COD}_{0,2(0)}} = \left[1 - \left(0,918 - \frac{\sigma_{\max}}{400} \right) D^{(0,692 - \frac{\sigma_{\max}}{667})} \right] \quad (4.6)$$

$$\frac{J_{0,2}}{J_{0,2(0)}} = \left[1 - \left(0,531 - \frac{\sigma_{\max}}{769} \right) D^{(-0,179 + \frac{\sigma_{\max}}{526})} \right] \quad (4.7)$$

Les équations pour les paramètres de la micro-indentation ont été identifiées de la même manière. Afin de ne pas écrire une équation pour chaque paramètre normalisés P_n , il est possible d'écrire une équation générale de type :

$$P_n = 1 \pm \left[\left(\lambda_1 - \frac{\sigma_{\max}}{\lambda_2} \right) D^{(\lambda_3 - \frac{\sigma_{\max}}{\lambda_4})} \right] \quad (4.8)$$

Où les valeurs des coefficients λ_1 , λ_2 , λ_3 et λ_4 sont données dans le tableau 4.6 pour les différents paramètres normalisés étudiés :

Paramètre Normalisé, P_n	Coefficient λ_1	Coefficient λ_2	Coefficient λ_3	Coefficient λ_4
$\text{COD}_{0,2}$	0,918	400	0,692	667
$J_{0,2}$	0,531	769	-0,179	-526
h_{\max}	0,3099	1000	1,3988	250
h_c	0,1632	2000	1,0466	455
S	3,1685	98	1,799	179
W_{ind}	0,4904	769	1,1227	385
W_{nette}	0,7059	500	1,0958	286

Tableau 4.6 : Valeur des coefficients λ_1 , λ_2 , λ_3 et λ_4 de l'équation générale

La combinaison de l'équation (2.1) de la courbe S-N (ou courbe de Wöhler) de cet alliage, avec l'équation générale (4.8) permet d'obtenir les paramètres normalisés P_n , en fonction du nombre de cycles à la rupture N_f et du pré-endommagement D (pourcentage de nombre de cycles cumulé par fatigue n/N_f). Il est donc possible de réécrire l'équation générale comme :

$$P_n = 1 \pm \left[\left(\lambda_1 - \frac{A \cdot N_f^b}{\lambda_2} \right) D^{(\lambda_3 - \frac{A \cdot N_f^b}{\lambda_4})} \right] \quad (4.9)$$

Avec ; A= 710,17 MPa ; b= -0,0854

4.5.2 Courbes d'iso-dommage

L'équation générale (4.9) peut être représentée en fonction du nombre de cycles à la rupture N_f pour différentes valeurs données de pré-endommagement D . Ces courbes ont été nommées courbes d'iso-dommage. Les figures 4.15 à 4.21 représentent les courbes d'iso-dommage pour les différents paramètres normalisés P_n en fonction du nombre de cycles à la rupture N_f . Elles peuvent être utilisées pour déterminer la variation des paramètres normalisés P_n . En conséquence, pour un pré-endommagement donné et pour le nombre de cycles à la rupture N_f associé, connu à partir de la courbe S-N, il est possible d'estimer la diminution ou l'augmentation des paramètres P_n . Inversement, l'estimation de la diminution ou de l'augmentation des paramètres normalisés P_n associée à un pré-endommagement D , permettrait de déterminer le nombre de cycles à la rupture et/ou la durée de vie résiduelle du matériau avant rupture.

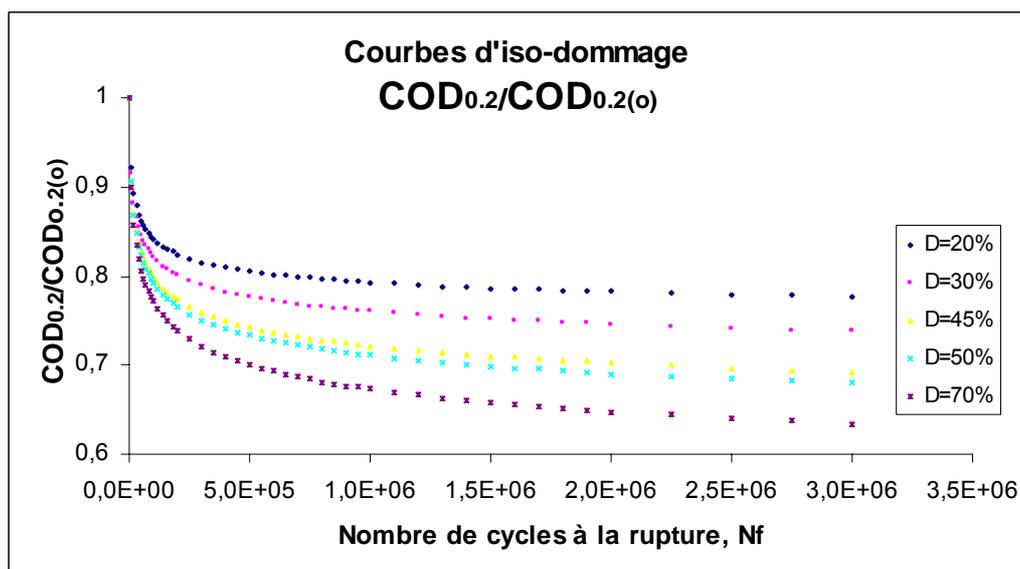


Figure 4.15 : Courbes d'iso-dommage pour déterminer la variation du $COD_{0,2}$ normalisé.

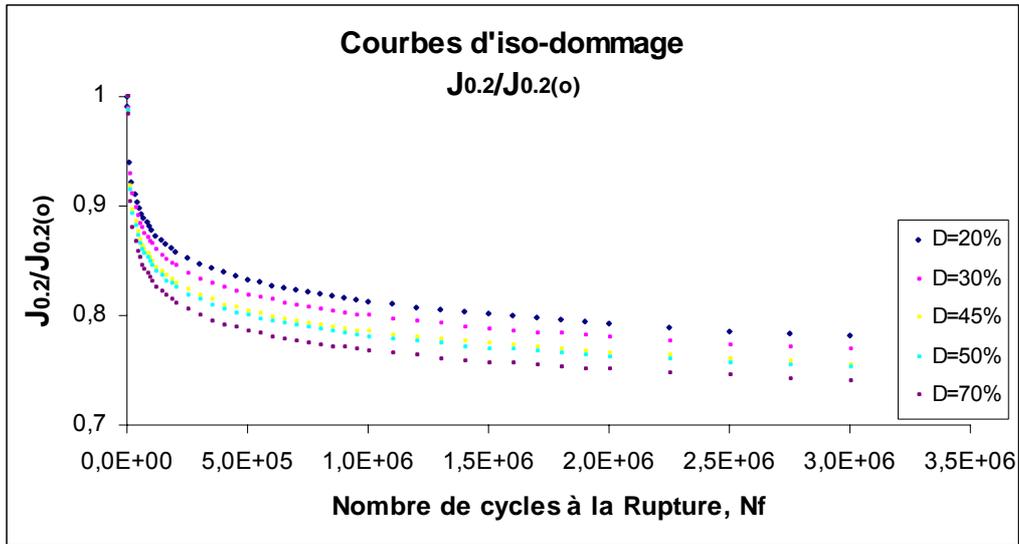


Figure 4.16 : Courbes d'iso-dommage pour déterminer la variation du $J_{0.2}$ normalisé.

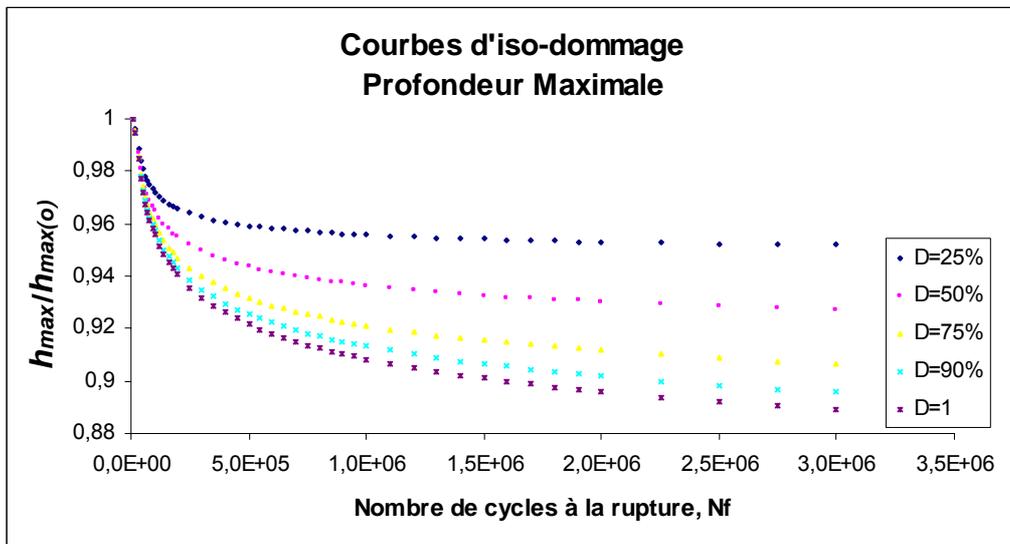


Figure 4.17 : Courbes d'iso-dommage pour déterminer la variation de h_{max} normalisée

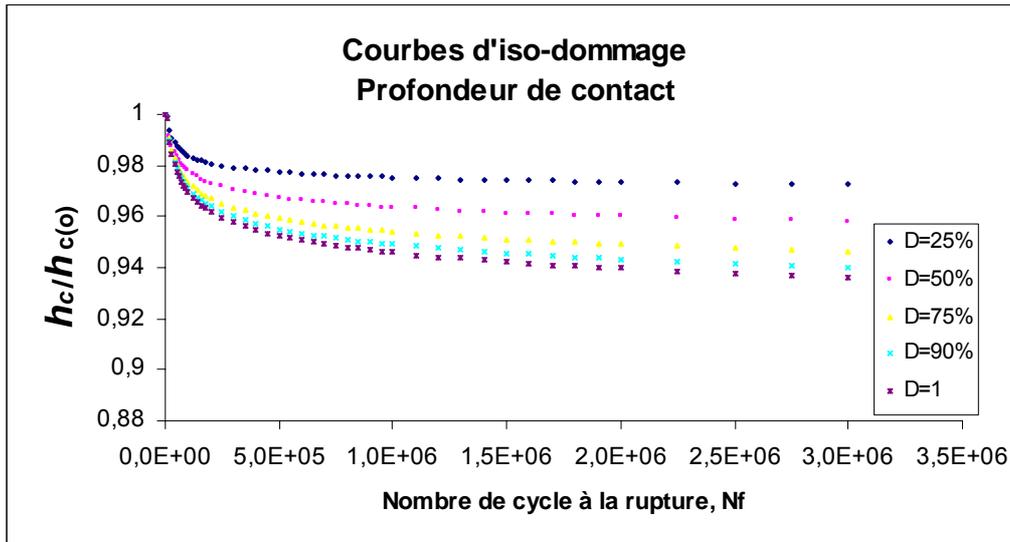


Figure 4.18 : Courbes d'iso-dommage pour déterminer la variation de h_c normalisée.

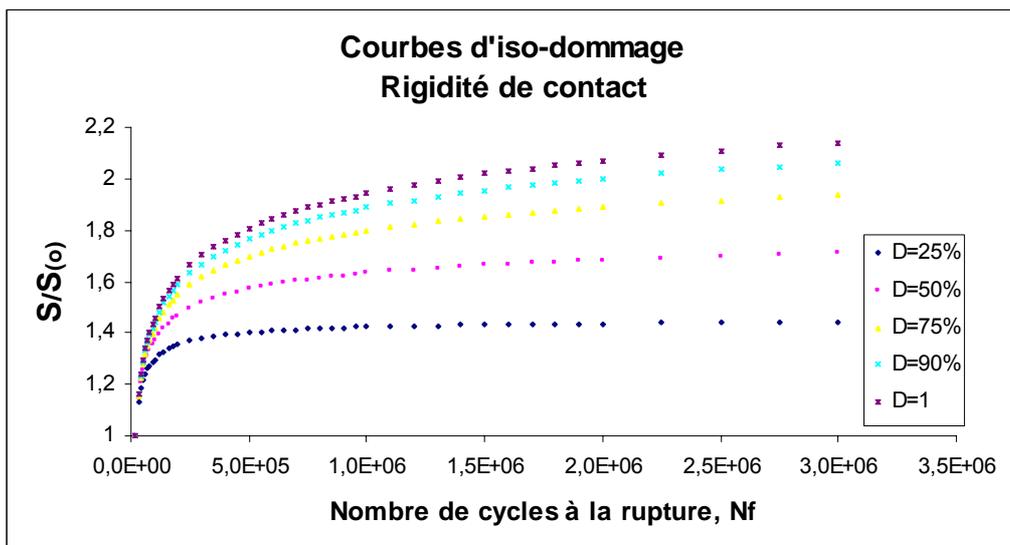


Figure 4.19 : Courbes d'iso-dommage pour déterminer la variation de S normalisée.

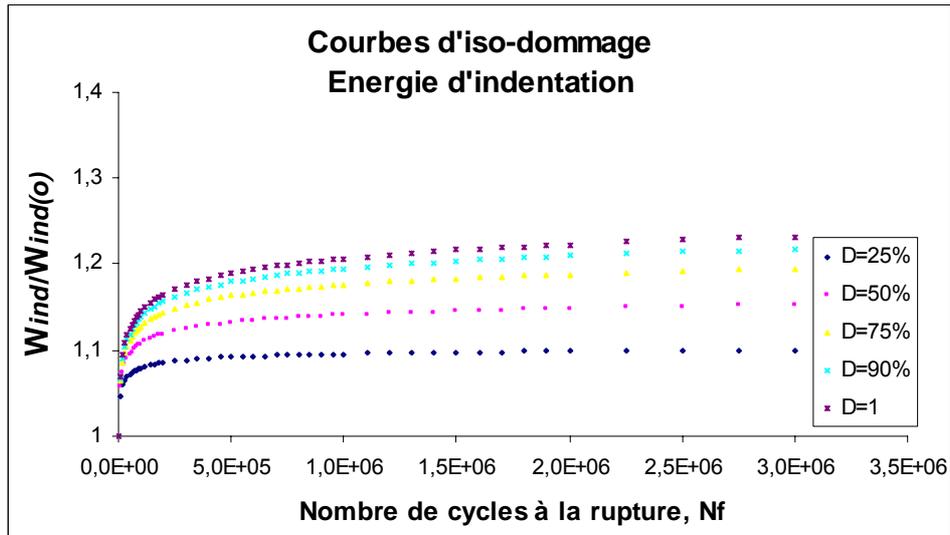


Figure 4.20 : Courbe d'Iso-dommage pour déterminer la variation de W_{ind} normalisée.

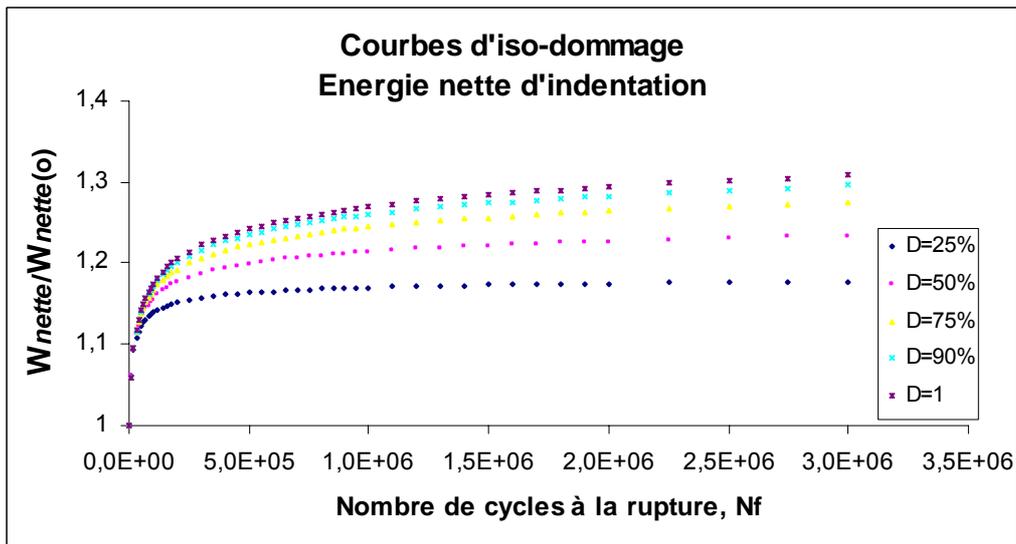


Figure 4.21 : Courbes d'iso-dommage pour déterminer la variation de W_{nette} normalisée.

4.5.3 Application et utilisation des courbes d'iso-dommage

L'utilisation des courbes d'iso-dommage déterminées dans cette étude pour l'alliage d'aluminium 6082-T6 sous un chargement d'amplitude constante avec un rapport de charge ($R=0,1$) est décrite schématiquement sur la figure 4.22. Avant utilisation ($D=0$), les propriétés peuvent être mesurées et la courbe S-N du matériau identifiée. A l'aide de la courbe S-N et sous sollicitation avec une contrainte ($S_{max A}$) localisée entre 200 et 275 MPa, le nombre de cycles à la rupture N_{fA} est déterminé. Selon les conditions d'utilisation, on identifie un endommagement limite (par exemple $D_{(Lim)} = 80\%$) pour se caler sur la courbe correspondant à cet endommagement. L'intersection de la verticale correspondant au nombre de cycles à la

rupture N_{fA} et la courbe d'iso-dommage à 80% donnera la valeur limite de la variation du paramètre normalisé $P_{n(Lim)}$ (par rapport à une propriété). Tant que la valeur de $P_{n(Lim)}$ n'est pas atteinte, l'endommagement sur le matériau est inférieur à $D_{(Lim)} = 80\%$.

Cet outil semble intéressant, notamment pour le cas où il n'y a pas de possibilité de connaître le nombre de cycles subis lors de l'utilisation. Néanmoins, il faut affiner ces résultats pour valider cette approche simplifiée.

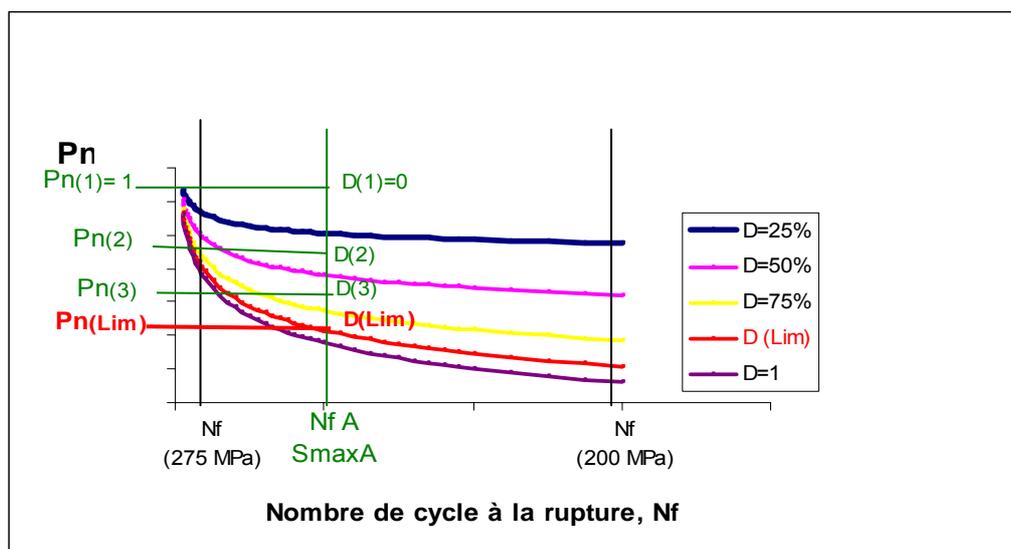


Figure 4.22 : Schéma de l'utilisation des courbes d'iso-dommage

4.6 Identification indirecte de la variation du paramètre de ténacité par micro-indentation

Comme mentionné précédemment, il existe une relation directe entre le paramètre normalisé de ténacité $J_{0.2}$ et le paramètre normalisé de l'énergie de pénétration W_{nette} (Figure 4.12). Par conséquent, il est possible de déterminer la courbe d'iso-dommage de $J_{0.2}$ à partir de la courbe d'iso-dommage de W_{nette} . La figure 4.23 montre la comparaison entre la variation du paramètre énergétique $J_{0.2}$ en fonction du nombre de cycles à la rupture identifié par micro-indentation (essai non destructif) et par ténacité (essai destructif). Dans le cas de 50 et 75 %,

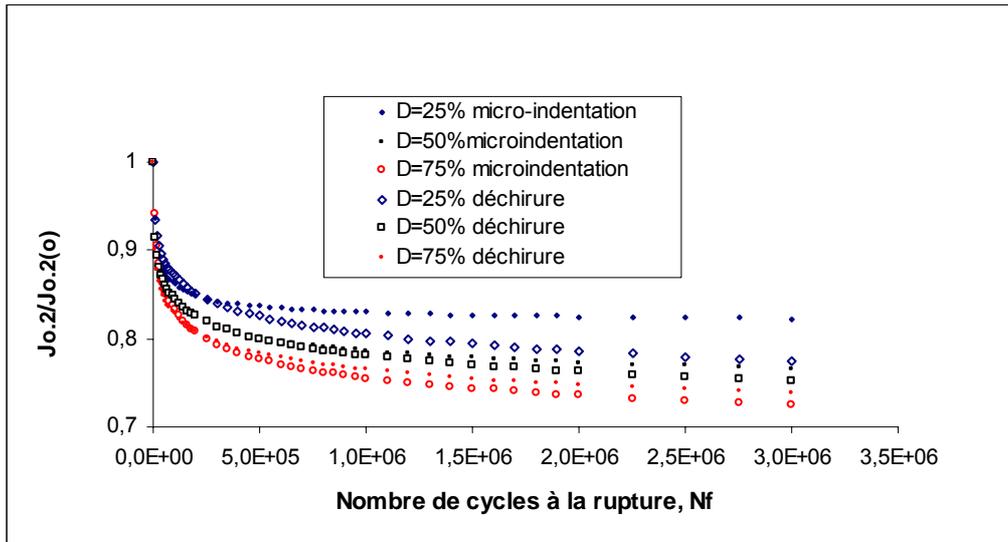


Figure 4.23 : Comparaison entre les courbes d'iso-dommage du paramètre normalisé $J_{0,2}$ obtenues par déchirure et par micro-indentation instrumentée

d'endommagement, les résultats sont assez cohérents au regard des précisions en fatigue sur la prédiction des durées de vie résiduelles. Par contre, dans le cas de 25% d'endommagement, il y a un écart assez significatif vers les nombres de cycles élevés. D'autres essais balayant d'autres valeurs de pré-endommagement D et d'autres contraintes maximales appliquées seraient nécessaires pour affiner la précision et la fiabilité de cette approche afin de l'utiliser comme outil de prévision du pré-endommagement ou de la durée de vie pour les structures dimensionnées avec cet alliage d'aluminium.

CONCLUSIONS GENERALES

Les travaux présentés dans ce mémoire sont consacrés à l'étude de l'influence du pré-endommagement par fatigue à grand nombre de cycles (HCF) sur les propriétés mécaniques statiques d'un alliage d'aluminium 6082-T6. Cette étude consiste en une investigation expérimentale sur des éprouvettes de fatigue avec section minimale pour localiser le pré-endommagement. Les propriétés statiques du matériau, avec et sans pré-endommagement, ont été déterminées dans la section minimale. Les résultats ont été normalisés avec les caractéristiques obtenues pour le matériau à l'état vierge, non pré-endommagé. Les propriétés mécaniques statiques étudiées dans ce travail sont les paramètres de:

- **Traction monotone** : le module de Young E , la limite élastique (σ_y), la contrainte ultime (σ_u), et les coefficients d'écrouissage K et n .
- **Ténacité à la rupture** : les valeurs critiques de $J_{0,2}$ et $COD_{0,2}$.
- **Microdureté** : microdureté Vickers.
- **Micro-indentation Instrumentée** : les paramètres de la courbe de charge-décharge: la profondeur maximale de pénétration h_{max} , la profondeur de contact h_c , la pente de décharge ou rigidité de contact S , l'énergie d'indentation W_{ind} et l'énergie nette de pénétration W_{nette} .

Des observations micrographiques au MO, MEB et TEM ont été réalisées sur les différents échantillons. Ces observations ont permis à la fois une analyse qualitative sur les modes de rupture et sur la présence de microfissures au voisinage de la surface aux joints de grains. Ces analyses ont aussi servi à identifier les facteurs associés aux évolutions des différentes caractéristiques mécaniques résultant du pré-endommagement.

Cette approche expérimentale et l'ensemble de ce travail permettent d'apporter les conclusions suivantes et d'ouvrir un certain nombre de questions et de perspectives.

- Les propriétés mécaniques statiques de traction du matériau ne sont pas influencées par le pré-endommagement en fatigue (HCF).
- L'influence d'un pré-endommagement en fatigue HCF sur les propriétés statiques de traction dépend du matériau. A travers des résultats bibliographiques et le travail détaillé dans cette étude, l'effet semble plus significatif pour les aciers.

- La ténacité exprimée par les paramètres de la déchirure ductile $J_{0.2}$ et $COD_{0.2}$ diminuent lorsque le pré-endommagement augmente.
- La ténacité exprimée par les paramètres de la déchirure ductile $J_{0.2}$ et $COD_{0.2}$ diminue lorsque la contrainte maximale appliquée diminue.
- La diminution de la ténacité du matériau résulte de l'initiation de microfissures qui se sont amorcées par fatigue aux joints de grains au voisinage de la surface.
- La diminution de ténacité traduit une tendance à la fragilisation du matériau avec le pré-endommagement. Cette fragilisation est confirmée par les analyses au MEB qui révèlent la transition d'une rupture ductile avec cupules, pour les éprouvettes vierges non pré-endommagées, à une rupture mixte avec facettes plates et cupules pour les éprouvettes pré-endommagées.
- Le matériau durcit en surface avec le pré-endommagement. Ce durcissement est d'autant plus important que la contrainte maximale de pré-endommagement diminue. Ceci est cohérent avec la diminution de ténacité du matériau qui est maximale pour la valeur la plus faible de la contrainte de pré-endommagement appliquée (200 MPa).
- Le durcissement et la fragilisation du matériau avec le pré-endommagement sont validés par la variation des paramètres de micro-indentation instrumentée. Ces variations montrent que les profondeurs de pénétration diminuent, que les rigidités de contact augmentent et que les énergies de pénétration augmentent aussi lorsque le pré-endommagement croît. Ces variations sont d'autant plus marquées que la contrainte de pré-endommagement est faible.
- Cette étude a aussi permis d'établir une relation linéaire entre la variation du paramètre énergétique $J_{0.2}$ avec l'énergie de pénétration W_{nette} , ce quelque soit le pré-endommagement et la contrainte maximale appliquée.
- Une relation de type puissance a été établie entre les différents paramètres normalisés (P_n) étudiés (correspondant aux différentes propriétés mécaniques) et le pré-endommagement.
- Enfin chaque paramètre normalisé (P_n) étudié a été associé à une courbe d'iso-dommagement. Ces courbes permettent de prédire la durée de vie résiduelle dans les conditions de chargement étudiées et pour l'alliage d'aluminium 6082-T6.

PERSPECTIVES

Cette investigation expérimentale a permis d'obtenir une base de données sur le couplage fatigue-propriétés statiques résiduelles de l'alliage d'aluminium 6082-T6.

Si ce travail amène des éléments nouveaux sur le comportement statique résiduel après fatigue il ouvre aussi de nombreuses perspectives qui permettront d'affiner les résultats obtenus mais aussi de compléter et de valider les hypothèses retenues.

De manière non exhaustive on peut citer :

- Appliquer d'autres niveaux de contraintes maximales et d'autres pourcentages du pré-endommagement sur l'alliage d'aluminium étudié et sur un autre matériau afin d'évaluer et d'améliorer l'utilisation des courbes d'iso-dommage qui illustrent la variation des paramètres des propriétés statiques avec le pré-endommagement.
- Faire des analyses par TEM afin de déterminer l'évolution des dislocations par rapport au pré-endommagement qui permettront de comprendre les mécanismes de durcissement de l'endommagement par fatigue lorsque la contrainte maximale est faible dans notre cas.
- Faire des essais (in situ dans le MEB) sur des échantillons prélevés dans les éprouvettes pré-endommagées avec les contraintes maximales appliquées en HCF afin d'analyser localement les microdéformations qui permettront d'identifier la formation de bandes de glissements qui peuvent expliquer le durcissement avec le pré-endommagement par fatigue.
- Etudier la loi de comportement cyclique en traction et les variations des propriétés cycliques de traction (LCF) après pré-endommagement en fatigue à grand nombre de cycles HCF afin d'identifier le durcissement à travers la variation de l'amplitude de la contrainte.
- Affiner nos résultats (d'autres essais, des observations microscopiques) dans le but d'améliorer les corrélations entre les variations des paramètres issus de la micro-indentation et l'endommagement en HCF afin d'utiliser la micro-indentation comme technique d'identification de l'endommagement.
- Identifier l'endommagement par fatigue en grand nombre de cycles par une technique expérimentale comme les mesures de champs de déplacement et champs thermique, émission acoustique, etc..., (les techniques de thermoélectricité et de diffraction des

rayons X ont été utilisées sans succès). Cette identification expérimentale permettra de corréler l'endommagement avec les variations des différentes propriétés statiques résiduelles.

- Etendre et valider cette étude aux cas de cumul du pré-endommagement en blocs croissants, décroissants et blocs aléatoires, afin d'évaluer les variations des propriétés statiques résiduelles dans le cas d'une sollicitation d'amplitude variable.

Références Bibliographiques

- [1] BATHIAS, C., BAÏLON, J.P., La fatigue des matériaux et des structures, édition Hermès – Lavoisier, (1997).
- [2] BUI-QUOC, T., Cumul du dommage en fatigue. La fatigue des matériaux et des structures, (1980).
- [3] MINER, M., Cumulative damage in fatigue. Journal of Applied Mechanics, (1945), p.159–164.
- [4] PALIN-LUC, T., Fatigue multiaxiale d'une fonte GS sous sollicitations combinées d'amplitude variable. Thèses de doctorat, ENSAM CER de Bordeaux, France, (1996). (261 p.).
- [5] MOREL, F., Fatigue multiaxiale sous chargement d'amplitude variable. Thèses de doctorat, ENSMA de Poitiers, France, (1996). (210 p.).
- [6] SHANLEY, F.R., A theory of fatigue based on unbonding during reversed slip. Rand. Corp. Report N°P350, (1952).
- [7] MARCO, S.M. et STARKEY, W.L., A concept of fatigue damage Trans. ASME, (1954), p.627-632.
- [8] HENRY, D.L., A theory of fatigue damage accumulation in steel. Trans. of the ASME, (1955), 77, p.913-918.
- [9] CORTEN, H.T., DOLAN, T.J., Cumulative fatigue damage. Proceedings of international conference on fatigue of metal, ASME (1956).
- [10] GATTS, R.R., Application of cumulative damage concept to fatigue. Journal of Basic Engineering. (1961), p.529-540.
- [11] BUI-QUOC, T., DUBUC, J., BAZERGUI, A. BIRON, A. Unified theory of cumulative damage concept of fatigue. WCR Bulletin, N°162, (1971).
- [12] NGARGUEUEDJIM, K., Contribution à l'étude des lois d'endommagement en fatigue. Thèse de doctorat. I.N.S.A. Lyon (2003).
- [13] RABOTNOV, Y.N., Creep problems in structural members. North-Holland, Amsterdam, (1969).
- [14] KACHANOV, L.M., Introduction to continuum damage mechanics. Martinus Nijhoff, the Netherlands, (1986).
- [15] CHABOCHE, J.L., Une loi différentielle d'endommagement par fatigue avec cumul non linéaire. Revue Française de Mécanique, (1974), N°50-51, p.71-82.
- [16] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.L., Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement. Journal de mécanique appliquée, (1972), vol.2, N°3, p.317-365.

- [17] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.L., *Mécanique des matériaux solides*. Editions Bordas, 544p. (1988). Cambridge University Press.
- [18] CHAUDONNERET, M. et CHABOCHE, J.L., Fatigue life prediction of notched specimens. *Int. Conf. on fatigue of Engineering Materials and Structures*, Sheffield, U.K, (1986). p.503-509.
- [19] KUJAWASKI, D. et ELLYIN, F., On the concept of cumulative fatigue damage. *Int. J. Fract.*, (1988). Vol.6, p.83-88.
- [20] MESMACQUE, G., GARCIA, S., AMROUCHE, A. et al., Sequential law in multiaxial fatigue, a new damage indicator. *Int. Journal of Fatigue*, (2005). 27, p.461-467.
- [21] GARCIA, S., Développement d'un nouveau modèle d'endommagement et de cumul de dommage en fatigue sous sollicitations variables. Thèse USTL, Lille (2003).
- [22] LEMAITRE, J., *A Course on Damage Mechanics*, Springer; 2 edition, (1992).
- [23] DUYI, Y. et ZHENLIN, W., Change characteristic of static mechanical property parameters and dislocations structure of 45# medium carbon structural steel during fatigue failure process, *Elsevier, Mat. Science Eng. A*, (2001). 297: p.54-61.
- [24] MURAKAMI, Y. et MILLER, K.J., What is fatigue damage? A view point from the observation of low cycle fatigue process, *Int. J. Fatigue*, (2005). 27: p.991-1005.
- [25] SÁNCHEZ-SANTANA, U., RUBIO-GONZÁLEZ, C., MESMACQUE, G. et al., Effect of fatigue damage induced by cyclic plasticity on the dynamic tensile behavior of materials, *International Journal of Fatigue*, (2008). 30, p.1708–1719
- [26] DUYI, Y., Investigation of cyclic deformation behavior in the surface layer of 18Cr–8Ni austenitic stainless steel based on Vickers microhardness measurement, *Materials Chemistry and Physics*, (2005). 93, p.495–503
- [27] LEHÉRICY, Y. et MENDEZ, J., Effect of low cycle fatigue damage on the residual fatigue strength of a 304L austenitic stainless steel, *International fatigue Congress*, (2006). Atlanta USA, F 335.
- [28] DUYI, Y., Effect of cyclic straining at elevated-temperature on static mechanical properties, microstructures and fracture behavior of nickel-based superalloy GH4145/SQ, *International Journal of Fatigue*, (2005). 27, p.1102–1114.
- [29] SÁNCHEZ-SANTANA, U., RUBIO-GONZÁLEZ, C., MESMACQUE, G. et al., Dynamic tensile behavior of materials with previous fatigue damage, *Materials Science and Engineering A*, (2008). 497, p.51–60
- [30] PUCHI-CABRERA, E.S., STAIA, M.H., TOVAR, C. et OCHOA-PÉREZ, E.A. High cycle fatigue behavior of 316L stainless steel, *International Journal of Fatigue*, (2008). 30,

p.2140-2146

- [31] DUYI, Y., DE-JUN W. et PING, A., Characteristics of the change in the surface microhardness during high cycle fatigue damage, *Materials Chemistry and Physics*, (1996). 44, p.179-181.
- [32] ZHOU, H., *Metal Material Strength*, Chinese Science, Beijing, 1st edn., 1989, p. 405.
- [33] FUCHS, H.O. et STEPHENS, R.I., *Metal Fatigue in Engineering*, Wiley-Interscience, New York, 1st edn., (1980), p.27.
- [34] SURESH, S., *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1st edn., (1991), p.41.
- [35] DUYI, Y., XIAOYAN, T., LEIJIANG, Y. et al., Fatigue hardening/softening behaviour investigated through Vickers microhardness measurement during high-cycle fatigue, *Materials Chemistry and Physics*, (1998). 56, p.199–204.
- [36] DUYI, Y. et ZHENLIN, W., An approach to investigate pre-nucleation fatigue damage of cyclically loaded metals using Vickers microhardness tests, *International Journal of Fatigue*,(2001). 23, p.85–91.
- [37] PAVLOU, D.G., A phenomenological fatigue damage accumulation rule based on hardness increasing, for the 2024-T42 aluminum, *Engineering Structures*, (2002). 24, p.1363–1368
- [48] PANTELAKIS, Sp.G., PETROYIANNIS, P.V., BOUZAKIS, K.D. et al. Surface hardness increase of 2024 aluminum alloy subjected to cyclic loading, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, (2007). 48, p.68–81.
- [39] RUBIO-GONZALEZ, C., GALLARDO-GONZALEZ, J.A., MESMACQUE, G. et al. Dynamic fracture toughness of pre-fatigued materials, *International Journal of Fatigue*, (2008). 30, p.1056–1064.
- [40] FROUSTEY, C. et LATAILLADE, J.C., Influence of large pre-straining of aluminium alloys on their residual fatigue resistance, *International Journal of Fatigue*, (2008). 30, p.908–916.
- [41] ASTM B308/B308M-02, Standard Specification for Aluminum-Alloy 6061-T6 Standard Structural Profiles.
- [42] ASTM E8-01. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials
- [43] ASTM E466-07. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials.
- [44] ASTM E1820-01. Standard Test Methods for Measurement of Fracture Toughness.

- [45] CADENAS, P., DECOOPMAN, X., AMROUCHE, A., MESMACQUE, G. Residual fatigue damage on the fracture toughness properties. Mesomechanics 2007. Particle and continuum aspects of mesomechanics. ISTE Ltd. (2007). p.(657-663).
- [46] CADENAS, P. et MESMACQUE G., Influence of the residual fatigue damage on the static mechanical materials properties. Int. Conf. Fatigue Design 2007, Senlis. Proceedings. P2. (2007).
- [47] CADENAS, P., AMROUCHE, A., MESMACQUE, JOZWIAK, K. Effect of the residual fatigue damage on the static and toughness properties. Int. Conf. Damage and fracture mechanics. Conference Book. Springer. (2009).
- [48] RICE, J., PARIS, P. et MERKLE J.G., Progress in flaw growth and fracture toughness. testing, (1973). ASTM STP 536: p.231-245.
- [49] ASTM E384-01. Standard Test Method for Micro-indentation Hardness of Materials.
- [50] OLIVER, W.C. et PHARR, G.M., An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. J. Mater. Res., (1992). 7, p.1564–1583.

Table des Figures

<i>Figure 1.1: Représentation schématique du processus d'endommagement au cours d'essai de fatigue</i>	13
<i>Figure 1.2 : Description d'un type de chargement. (a) séquence composée de plusieurs blocs de sollicitations, (b) nombre de cycles n_i du $i^{\text{ème}}$ bloc, (c) courbe S-N (amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles)</i>	14
<i>Figure 1.3 : Prise en compte des cycles d'amplitude inférieure à la limite d'endurance [5]</i>	16
<i>Figure 1.4 : Illustration de la méthode des nombres de cycles équivalents [4]</i>	18
<i>Figure 1.5 : Modélisation de la courbe contrainte-déformation [10]</i>	22
<i>Figure 1.6 : Courbe d'endommagement modélisé [19]</i>	27
<i>Figure 1.7 Définition des paramètres utilisés [20, 21]</i>	29
<i>Figure 1.8 Variation du module d'élasticité avec l'endommagement pour le cuivre (99.9%) [22]</i>	31
<i>Figure 1.9 Mesure d'endommagement ductile sur le cuivre 99.9% à la température ambiante [22]</i>	32
<i>Figure 1.10 : Variation des différentes propriétés mécaniques avec la fraction de la durée de vie ou endommagement [23]</i>	33
<i>Figure 1.11 : Faciès de rupture des spécimens après les essais de tractions pour la contrainte maximale appliquée de 405 MPa par rapport aux différents pré-endommagements [23]</i>	35
<i>Figure 1.12 : Variation de la ténacité statique avec la durée de vie ou pré-endommagement [23]</i>	35
<i>Figure 1.13 : Variation de la ductilité avec le pré-endommagement par fatigue LCF d'un laiton 70/30 [24]</i>	36
<i>Figure 1.14 Courbes quasi-statiques contrainte-déformation : (a) de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) d'acier AISI 4140T pour différents niveaux de pré endommagement [25]</i>	37
<i>Figure 1.15 : Variation de la microdureté Vickers avec les nombre de cycles pour les amplitudes de déformation imposées [26]</i>	38
<i>Figure 1.16 : Micrographies (TEM) des éprouvettes rompues par fatigue LCF à différents amplitudes de déformation : a) $\epsilon_a = 0\%$; b) $\epsilon_a = \pm 0.4\%$; c) $\epsilon_a = \pm 0.9\%$; d) $\epsilon_a = \pm 2.0\%$ [26]</i>	38
<i>Figure 1.17 M.O. de la surface des éprouvettes rompus par fatigue LCF à une amplitude de déformation de : a) $\epsilon_a = \pm 2.0$; b) $\epsilon_a = \pm 0.4$ [26]</i>	39

<i>Figure 1.18 : Repartions des longueurs et densités de microfissures sur la surface pour les différents pré-endommagements en LCF [27].</i>	40
<i>Figure 1.19 : Valeurs des résistances à la fatigue HCF à 10^7 cycles, pour les différents pré-endommagement en LCF ($N= 7500$ cycles (30%) ; $N= 12500$ cycles (50%))[27].</i>	40
<i>Figure 1.20 : Variation des propriétés mécaniques statiques d'un alliage de base nickel GH4145/SQ avec l'endommagement par fatigue LCF à haute température de 538°C [28].</i>	41
<i>Figure 1.21 : Variation de la ténacité avec l'endommagement d'un alliage base nickel [28]</i>	42
<i>Figure 1.22 Effet des pré-endommagements de fatigue sur les propriétés mécaniques quasi-statiques et dynamiques de (a, c) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b, d) l'acier AISI 4140T [25]</i>	43
<i>Figure 1.23 Effet des pré-endommagements de fatigue sur des paramètres de ductilité de l'alliage d'aluminium 6061-T6, (a) pourcentage d'élongation et (b) pourcentage de la réduction de section [25]</i>	44
<i>Figure 1.24 Facies de rupture ductile de l'alliage d'aluminium, a) essai de traction quasi statique, éprouvette non pré-endommagement (déformation plastique) et b) essai de traction dynamique ($V_p = 30$ m/s), éprouvette pré-endommagement avec $D=0.75$ (cupules) [25]</i>	44
<i>Figure 1.25 Effet du pré-endommagement en fatigue sur des paramètres de ductilité de l'acier AISI 4140T, (a) pourcentage d'élongation et (b) pourcentage de la réduction de section [25]</i>	45
<i>Figure 1.26 Facies de rupture de l'acier, a) essai de traction quasi statique, éprouvette sans pré- endommagée (ductile - cupules) et b) essai de traction dynamique, éprouvette avec pré- endommagement $D=0.75$ (fragile-clivages) [25]</i>	45
<i>Figure 1.27 Courbes quasi-statique de contrainte-déformation (a) alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) acier AISI 4140T pour différents niveaux de pré-endommagement [29]</i>	46
<i>Figure 1.28 : Variation de la limite élastique avec la fraction de la durée de vie d'un acier inoxydable 316L [30]</i>	47
<i>Figure 1.29 Variation de la microdureté Vickers de la ferrite (A) et de la perlite (B) avec le nombre de cycles cumulés en HCF [31]</i>	48
<i>Figure 1.30 : Variation de la microdureté Vickers avec les nombre de cycles: a) 16 Mn acier recuit, b) 45# acier normalisé [35]</i>	49
<i>Figure 1.31 : Evolution de la structure des dislocations de la phase de ferrite de l'acier 16Mn avec le nombre de cycles : a) $N=0$, b) $N=30$, c) $N=800$, d) $N= 6.10^3$, e) $N= 3.10^4$, f) $N= 4.5 10^4$, d) $N= 6.10^4$ [35]</i>	51
<i>Figure 1.32 : Evolution de l'endommagement sur la surface des phases de perlite et ferrite en fonction de la fraction de vie pour l'acier 16Mn [36]</i>	52

Figure 1.33 : Augmentation de la dureté Vickers normalisée de l'alliage d'aluminium 2024 T42 avec le nombre de cycles appliqués pour une contrainte d'amplitude de 200 MPa [37]	52
Figure 1.34 : Variation de la profondeur de contact avec la durée de vie pour les trois contraintes maximales appliquées: a) $\sigma_{max} = 180$ MPa ; b) $\sigma_{max} = 200$ Mpa ; c) $\sigma_{max} = 250$ MPa. d) Variation de la profondeur de contact avec la contrainte maximale appliquée [38]	54
Figure 1.35 : Variation des paramètres critiques de ténacité statiques K_{IC} en fonction du pré-endommagement par fatigue en HCF : a) Acier AISI 4140) ; b) Aluminium 6061-T6 [39]	55
Figure 1.36 : a) Effet de l'endommagement sur K_{ID} pour l'acier AISI 4140 pour les différentes vitesses d'impact du projectile. b) Variation de la force d'impact du projectile avec le temps pour les différentes fractions de pré-endommagement et différentes vitesses d'impact pour l'alliage d'aluminium [39]	56
Figure 1.37 : Faciès de rupture par essais d'impact d'un acier AISI 4140 avec différents pourcentage de pré-endommagement et vitesses d'impact du projectile : a) $D=0$, $V_p = 20$ m/s ; b) $D= 0.75$, $V_p = 20$ m/s; c) $D= 0.25$, $V_p = 28$ m/s d) $D=0.75$, $V_p = 28$ m/s [39]	57
Figure 1.38 : Courbes contrainte-déformation vraie pour les pré-déformations des matériaux a) 2017A-T3 ; b) 5454-O [40]	58
Figure 1.39 : Variation de la résistance à la fatigue résiduelle après des pré-dommages de déformation par chargement quasi-statique et d'impact [40].	58
Figure 1.40 Effet d'un pré- endommagement en fatigue sur les propriétés mécaniques quasi-statiques et dynamiques (a) de l'alliage d'aluminium 6061-T6 et (b) de l'acier AISI 4140T [29]	59
Figure 1.41 Effet d'un pré-endommagement en fatigue sur les pourcentages: a) d'élongation et b) de réduction de section de l'alliage d'aluminium 6061-T6 [29]	60
Figure 1.42 : Micrographies au MEB des échantillons dans la surface de rupture de l'aluminium : (a, b) Sans pré-endommagement, $V_p = 30$ m/s, (c, d) $D = 75\%$, $V_p = 30$ m/s [29]	60
Figure 1.43 Effet d'un pré-endommagement en fatigue sur les pourcentages: a) d'élongation et b) de réduction de section de l'acier AISI 4140T [29]	61
Figure 1.44 : Micrographies au MEB des échantillons dans la surface de rupture de l'acier : (a, b) Sans pré-endommagement, $V_p = 30$ m/s, (c, d) $D = 75\%$, $V_p = 30$ m/s[29]	61
Figure 2.1 Microstructure de l'alliage 6082-T6. Coupe longitudinale	65
Figure 2.2 Géométrie de l'éprouvette de traction (dimensions en mm)	65
Figure 2.3 Courbe de traction monotone (Contrainte vraie vs déformation vraie) de l'alliage d'aluminium 6082-T6	66
Figure 2.4 Géométrie et dimensions de l'éprouvette de fatigue (dimensions en mm)	67
Figure 2.5 Courbe S-N de l'alliage d'aluminium 6082-T6 ($R=0,1$)	67

<i>Figure 2.6 Micrographies (MEB) de faciès par fatigue avec une contrainte maximale appliquée de 275 MPa. a) Zone de propagation stable grossissement 60X, b) Zone de propagation stable grossissement 700X, c) Zone de transition ; d) Zone de propagation instable.....</i>	<i>68</i>
<i>Figure 2.7 Géométrie et dimensions de l'éprouvette utilisée pour les essais de déchirure ductile.....</i>	<i>70</i>
<i>Figure 2.8 : a) Montage pour essais de déchirure ductile ; b) Mesure du COD et de la propagation de la fissure, Δa.....</i>	<i>71</i>
<i>Figure 2.9 Éprouvette pour les essais de micro-indentation.....</i>	<i>72</i>
<i>Figure 2.10 : Machine CSM Instrument pour réaliser des essais de micro-indentation Instrumentée.....</i>	<i>72</i>
<i>Figure 2.11 a) Représentation schématique des paramètres d'une section sous indentation b) Représentation schématique des paramètres d'une courbe de charge-décharge.....</i>	<i>73</i>
<i>Figure 3.1 Courbes contrainte vraie vs déformation vraie pour les différents pré-endommagements et chaque niveau de contrainte maximale : a) $\sigma_{max}=200$ MPa; b) $\sigma_{max}=250$ MPa; c) $\sigma_{max}=275$ MPa.....</i>	<i>78</i>
<i>Figure 3.2 : Éprouvettes rompues par traction : a) $D=0$ (vierge) ; b) $D=75\%$, $\sigma_{max}=200$ MPa ; c) $D=75\%$, $\sigma_{max}=250$ MPa et d) $D=75\%$, $\sigma_{max}=275$ MPa.....</i>	<i>80</i>
<i>Figure 3.3 Faciès de ruptures des éprouvettes rompues par traction : a) $D=0$ (Vierge) ; b) $D=75\%$, $\sigma_{max}=200$ MPa ; c) $D=75\%$, $\sigma_{max}=250$ MPa et d) $D=75\%$, $\sigma_{max}=200$ MPa.....</i>	<i>80</i>
<i>Figure 3.4 Courbes force-déplacement obtenues pour chaque niveau de contrainte maximale et pour les différents pourcentages de pré-endommagement a) $\sigma_{max}=200$ MPa, b) $\sigma_{max}=250$ MPa et c) $\sigma_{max}=275$ MPa).....</i>	<i>82</i>
<i>Figure 3.5 Evolution des valeurs d'ouverture COD versus la propagation de la fissure Δa pour les différents contraintes maximales appliquées : a) $\sigma_{max}=200$ MPa ; b) $\sigma_{max}=250$ MPa ; c) $\sigma_{max}=275$ MPa.....</i>	<i>84</i>
<i>Figure 3.6 Evolution des valeurs du paramètre énergétique J versus la propagation de la fissure Δa pour les différentes contraintes maximales appliquées : a) $\sigma_{max}=200$ MPa ; b) $\sigma_{max}=250$ MPa ; c) $\sigma_{max}=275$ MPa.....</i>	<i>88</i>
<i>Figure 3.7 Microdureté Vickers Hv50 en fonction du pré-endommagement.....</i>	<i>90</i>
<i>Figure 3.8 : Courbes de micro-indentation instrumentée pour la charge de 800 mN a) $\sigma_{max}=200$ MPa; b) $\sigma_{max}=250$ MPa; c) $\sigma_{max}=275$ Mpa.....</i>	<i>93</i>
<i>Figure 4.1 : Variation des valeurs normalisées $COD_{0.2}/COD_{0.2(0)}$ avec les différents pré-endommagements</i>	<i>97</i>
<i>Figure 4.2 : Variation des valeurs normalisées du paramètre énergétique $J_{0.2}/J_{0.2(0)}$ avec les différents pré-endommagements.....</i>	<i>98</i>
<i>Figure 4.3. Micrographies optiques de la surface des échantillons : a) Sans pré-endommagement $D=0$; b) $D=0.70$, $\sigma_{max}=275$ MPa c) $D=0.70$, $\sigma_{max}=200$ MPa.....</i>	<i>100</i>

<i>Figure 4.4 MEB des faciès de rupture sur la zone de début de la propagation de fissure par déchirure ductile des spécimens avec 70% de pré-endommagement. (a) $D = 0$. (b) $D = 0.7$ avec $\sigma_{max} = 275$ MPa et (c) $D = 0.70$ avec $\sigma_{max} = 200$ MPa.....</i>	<i>101</i>
<i>Figure 4.5 Valeurs normalisées de la microdureté Vickers $Hv/Hv_{(o)}$ pour les trois contraintes maximales appliquées.....</i>	<i>104</i>
<i>Figure 4.6 : Variation de la profondeur maximale normalisée $h_{max}/h_{max(o)}$ avec D.....</i>	<i>106</i>
<i>Figure 4.7 : Variation de la profondeur de contact normalisée $h_c/h_{c(o)}$ avec D.....</i>	<i>107</i>
<i>Figure 4.8 : Variation de la profondeur de contact normalisée des alliages d'aluminium 6082 T6 et 2024-T3 pour les contraintes maximales : a) $\sigma_{max} = 200$ MPa et b) $\sigma_{max} = 250$ MPa.....</i>	<i>108</i>
<i>Figure 4.9 : Variation de la pente de déchargement ou rigidité de contact normalisée S/S_o avec D.....</i>	<i>109</i>
<i>Figure 4.10 : Variation de l'énergie d'indentation normalisée $W_{ind}/W_{ind(o)}$, avec D.....</i>	<i>110</i>
<i>Figure 4.11 : Variation de l'énergie nette de pénétration normalisée $W_{nette}/W_{nette(o)}$, avec D.....</i>	<i>110</i>
<i>Figure 4.12 : Variation relative des paramètres énergétiques $J_{0,2}$ et W_{nette}.....</i>	<i>112</i>
<i>Figure 4.13: Variation des coefficients k_1 et n_1 correspondants à $COD_{0,2}/COD_{0,2(o)}$ en fonction des différentes contraintes maximales appliquées σ_{max}.....</i>	<i>114</i>
<i>Figure 4.14: Variation des coefficients k_2 et n_2 correspondants à $J_{0,2}/J_{0,2(o)}$ en fonction des différentes contraintes maximales appliquées σ_{max}.....</i>	<i>114</i>
<i>Figure 4.15 : Courbe d'Iso-dommage pour déterminer la variation du $COD_{0,2}$ normalisé.....</i>	<i>116</i>
<i>Figure 4.16 : Courbe d'Iso-dommage pour déterminer la variation du $J_{0,2}$ normalisé.....</i>	<i>117</i>
<i>Figure 4.17 : Courbe d'Iso-dommage pour déterminer la variation de h_{max} normalisée.....</i>	<i>117</i>
<i>Figure 4.18 : Courbe d'Iso-dommage pour déterminer la variation de h_c normalisée.....</i>	<i>118</i>
<i>Figure 4.19 : Courbe d'Iso-dommage pour déterminer la variation de S normalisée.....</i>	<i>118</i>
<i>Figure 4.20 : Courbe d'Iso-dommage pour déterminer la variation de W_{ind} normalisée.....</i>	<i>119</i>
<i>Figure 4.21 : Courbe d'Iso-dommage pour déterminer la variation de W_{nette} normalisée.....</i>	<i>119</i>
<i>Figure 4.22 : Schéma de l'utilisation des courbes d'iso-dommage.....</i>	<i>120</i>
<i>Figure 4.23 : Comparaison entre les courbes d'iso-dommage du paramètre normalisé $J_{0,2}$ obtenues par déchirure et par micro-indentation instrumente.....</i>	<i>121</i>

Liste des Tableaux

<i>Tableau 1.1 : Valeurs des coefficients P_1, P_2 et P_3 pour les contraintes maximales [38]</i>	54
<i>Tableau 2.1. Composition chimique de l'alliage d'aluminium 6082-T6 (% massique)</i>	64
<i>Tableau 2.2 Caractéristiques mécaniques de l'alliage d'aluminium 6082-T6</i>	66
<i>Tableau 2.3 Nombre de cycles cumulés pour chaque niveau de contrainte maximal selon le pourcentage de pré-endommagement</i>	69
<i>Tableau 3.1 Propriétés mécaniques statiques à différents niveaux de pré-endommagement et contraintes maximales appliquées</i>	79
<i>Tableau 3.2 Force maximale et déplacement pour chaque niveau de contrainte maximale appliquée et leurs différents pré-endommagements</i>	83
<i>Tableau 3.3 Valeurs expérimentales de COD, J et Δa pour les trois niveaux de contraintes et leurs différents pré-endommagements : a) $\sigma_{max} = 200$ MPa, b) $\sigma_{max} = 250$ MPa, c) $\sigma_{max} = 275$ MPa</i>	86
<i>Tableau 3.4 Valeurs critiques d'ouverture (COD_c et COD_{0,2}) et des paramètres énergétiques (J_{IC} et $J_{0,2}$) pour les différentes contraintes maximales appliquées et les différents pourcentages de pré-endommagement</i>	87
<i>Tableau 3.5 Résultats de microdureté Vickers</i>	90
<i>Tableau 3.6 : Résultats de la micro-indentation instrumentée pour la charge de 800 mN</i>	93
<i>Tableau 4.1 : Résultats des valeurs normalisées de COD_c, COD_{0,2}, J_{IC}, $J_{IC0,2}$</i>	97
<i>Tableau 4.2 Valeurs normalisées de microdureté Vickers</i>	104
<i>Tableau 4.3a : Paramètres normalisés de la micro-indentation pour la charge de 800 mN</i>	105
<i>Tableau 4.3b : Paramètres normalisés de la micro-indentation pour la charge de 600 mN</i>	106
<i>Tableau 4.3c : Paramètres normalisés de la micro-indentation pour la charge de 400 mN</i>	106
<i>Tableau 4.4 : Valeurs de la variation relative de W_{nette} et $J_{0,2}$</i>	111
<i>Tableau 4.5 : Valeurs des coefficients des lissages k et n pour les différents paramètres Normalisés</i>	113
<i>Tableau 4.6 : Valeur des coefficients λ_1, λ_2, λ_3 et λ_4 de l'équation générale</i>	115

ANNEXE A

a) Résultats pour la charge de micro-indentation de 400 mN

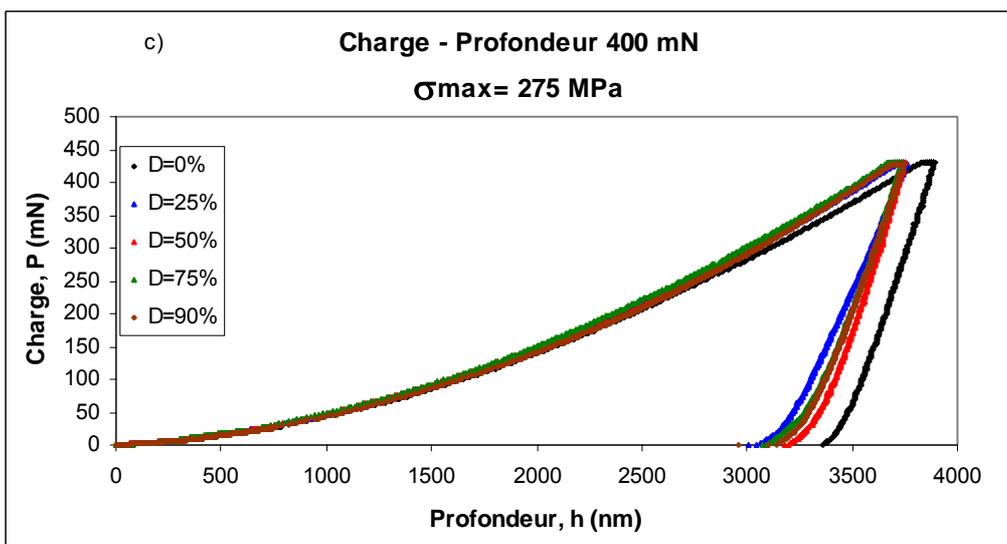
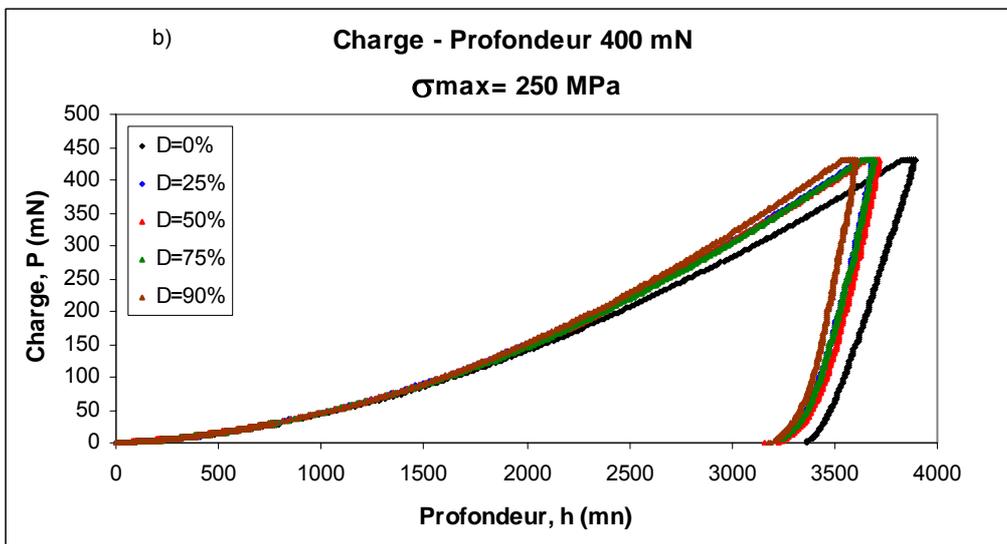
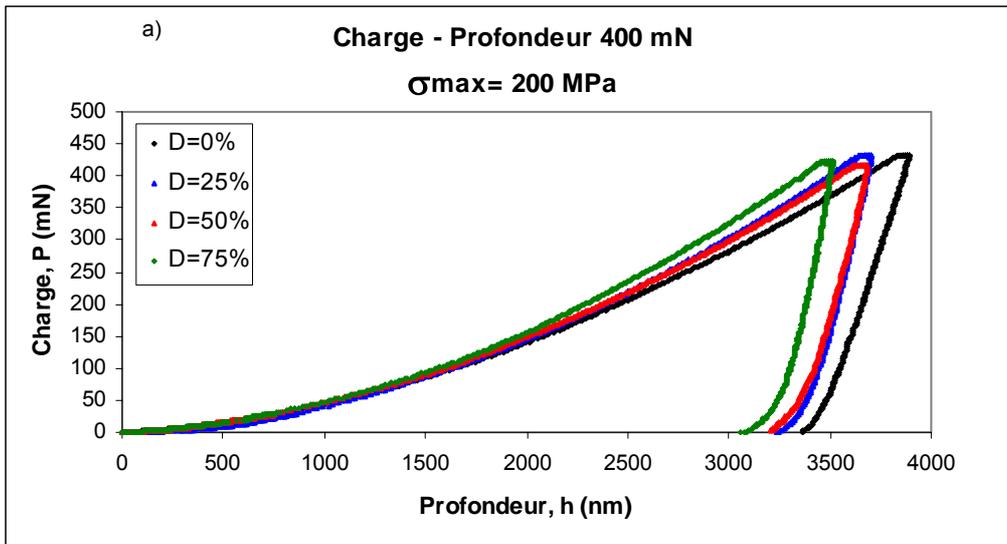


Figure A.1 : Courbes de micro-indentation instrumentée pour la charge de 400 mN :
a) $\sigma_{max} = 200 \text{ MPa}$; b) $\sigma_{max} = 250 \text{ MPa}$; c) $\sigma_{max} = 275 \text{ MPa}$

b) Résultats de micro-indentation pour la Charge de 600 mN

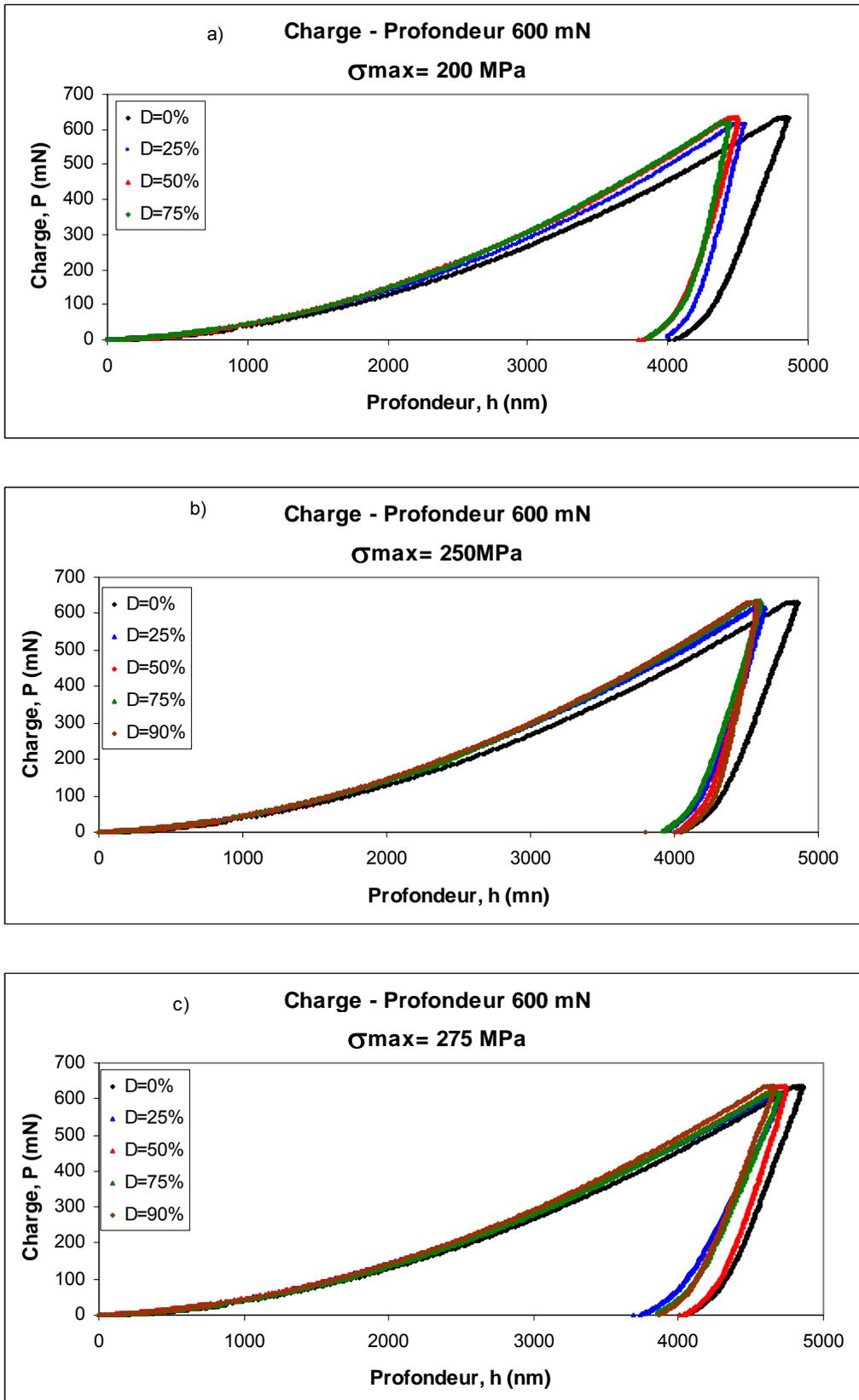


Figure A.2 : Courbes de micro-indentation instrumentée pour la charge de 600 mN
a) $\sigma_{max} = 200 \text{ MPa}$; b) $\sigma_{max} = 250 \text{ MPa}$; c) $\sigma_{max} = 275 \text{ MPa}$

σ_{\max} (MPa)	D (n/Nf)	F_{\max} (mN)	h_{\max} (nm)	h_c (nm)	S (mN/nm)	W_{ind} (N-nm)	W_{nette} (N-nm)
0	0	431	3888±31	3576±30	1,00±0,01	558±32	461±34
200	0,25	430	3702±24	3497±24	1,52±0,03	591±06	518±06
200	0,50	416	3681±10	3424±21	1,18±0,07	637±11	566±12
200	0,75	421	3512±40	3359±40	2,00±0,02	645±19	569±19
250	0,25	431	3689±27	3489±29	1,57±0,03	579±09	506±10
250	0,50	430	3713±50	3530±52	1,71±0,02	615±15	547±15
250	0,75	430	3690±23	3473±18	1,44±0,02	624±15	547±14
250	0,90	430	3599±21	3435±25	1,90±0,04	621±20	551±20
275	0,25	428	3758±52	3521±33	1,31±0,05	579±34	497±41
275	0,50	431	3745±32	3495±29	1,25±0,02	597±10	525±11
275	0,75	429	3736±8	3475±02	1,19±0,02	608±56	534±54
275	0,90	428	3744±21	3496±22	1,25±0,01	619±41	543±43

Tableau A.1 : Résultats de la micro-indentation instrumentée pour la charge de 400 mN

σ_{\max} (MPa)	D (n/Nf)	F_{\max} (mN)	h_{\max} (nm)	h_c (nm)	S (mN/nm)	W_{ind} (N-nm)	W_{nette} (N-nm)
0	0	632	4856±39	4482±42	1,23±0,03	939±49	744±50
200	0,25	615	4549±45	4305±47	1,83±0,06	1052±44	868±46
200	0,50	630	4499±12	4241±17	1,77±0,04	1141±18	936±21
200	0,75	619	4434±43	4238±41	2,30±0,04	1183±55	915±55
250	0,25	615	4618±27	4316±19	1,48±0,09	1067±24	842±18
250	0,50	631	4583±19	4314±22	1,70±0,05	1086±18	863±13
250	0,75	632	4601±29	4275±27	1,41±0,05	1066±32	911±33
250	0,90	631	4574±07	4248±08	1,41±0,02	1127±13	927±12
275	0,25	617	4720±12	4384±11	1,33±0,02	1042±13	813±14
275	0,50	632	4737±25	4325±23	1,11±0,02	996±28	831±26
275	0,75	617	4699±29	4278±34	1,06±0,02	1045±25	816±21
275	0,90	632	4657±18	4298±16	1,28±0,02	1104±39	844±42

Tableau A.2 : Résultats de la micro-indentation instrumentée pour la charge de 600 mN

ANNEXE B

a) Micrographies de faciès

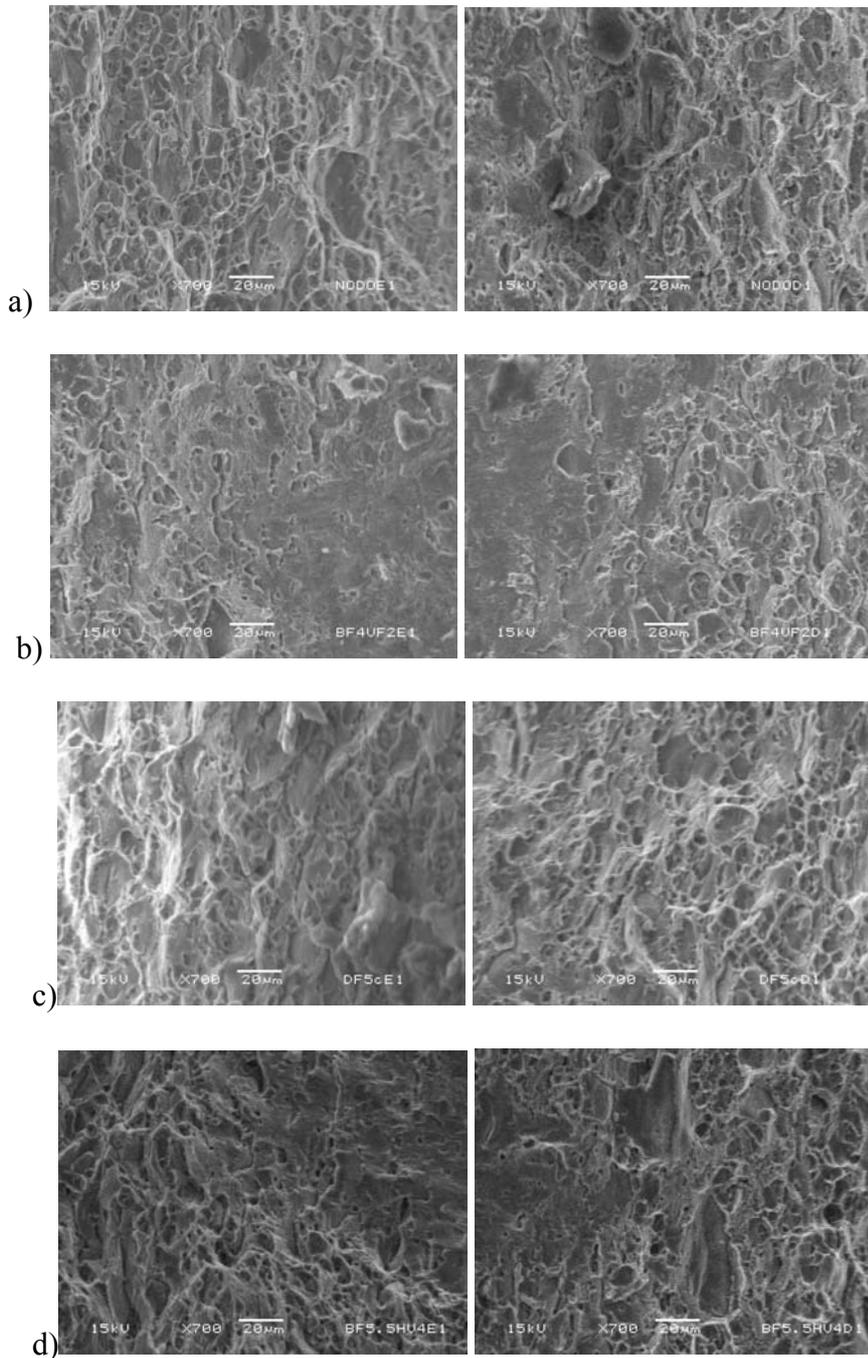


Figure B1 : Micrographies des faciès de rupture des éprouvettes rompues en déchirure ductile :
a) Sans pré-endommagement; b) $\sigma_{max}=200$ MPa; $D=70\%$;
c) $\sigma_{max}=250$ MPa $D=70\%$; d) $\sigma_{max}=275$ MPa ; $D=70\%$

b) Micrographies de la surface

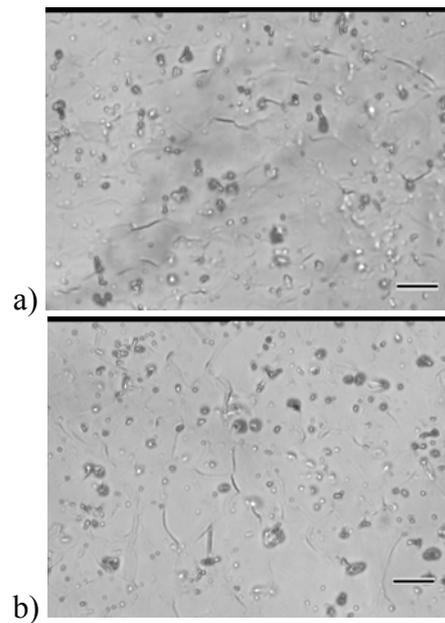


Figure B2 : Micrographies de la surface des éprouvettes avec un pré-endommagement $D= 70\%$: a) $\sigma_{max}=200$ MPa ; b) $\sigma_{max}= 275$ MPa