

UNIVERSITÉ FRANÇOIS – RABELAIS DE TOURS

ÉCOLE DOCTORALE EMSTU

LABORATOIRE DE MÉCANIQUE ET RHÉOLOGIE (LMR)

THÈSE présentée par :

Tien-Dung DO

Soutenue le : 17 Octobre 2013

Pour obtenir le grade de : **Docteur de l'université François – Rabelais de Tours**

Discipline/ Spécialité : Génie Mécanique et Productique

ÉTUDE DE LA ZONE PLASTIQUE EN POINTE DE FISSURE POUR L'ALLIAGE D'ALUMINUM 2024T351

THÈSE dirigée par :

M. RANGANATHAN Narayanaswami

Co-encadrée par : M. CHALON Florent

Professeur, Université de Tours

Maître de conférences, Université de Tours

RAPPORTEURS :

M. GASSER Alain

M. REBIERE Jean-Luc

Professeur, Université d'Orléans

Maître de conférences HDR, Université du Maine

JURY :

M. CHALON Florent

M. GASSER Alain

M. RANGANATHAN narayanaswami

M. REBIERE Jean-Luc

Maître de conférences, Université de Tours

Professeur, Université d'Orléans

Professeur, Université de Tours

Maître de conférences HDR, Université du Maine

REMERCIEMENTS

Ce travail s'est déroulé au Laboratoire de Mécanique et Rhéologie de Polytech'Tours - Département Mécanique et Systèmes et au CEROC (Centre d'Etude et de Recherche sur les Outils Coupants).

Je tiens à remercier tout particulièrement Monsieur RANGANATHAN, Professeur à l'université de Tours, directeur du Laboratoire de Mécanique et Rhéologie qui m'a accueilli dans le laboratoire. Son expérience ainsi que les nombreux conseils qu'il m'a formulés ont permis l'aboutissement de ce travail.

Monsieur N.RANGANATHAN a été l'instigateur de cette étude dont il a constamment suivi la progression. Sa compétence et ses qualités humaines m'ont beaucoup appris. Qu'il soit persuadé de ma profonde reconnaissance et de mon respect.

Je suis très sensible à l'attention que Monsieur CHALON Florent a apportée à ce travail. Ses suggestions critiques et ses idées constructives m'ont aidé à mener à bien cette étude.

Je remercie Monsieur JOLY Damien et LEROY René qui m'ont beaucoup aidé dans les expériences et pour la bonne marche des essais.

J'exprime également mes remerciements au personnel du CEROC, Laboratoire de Mécanique et Rhéologie, l'association Touraine-Vietnam qui m'ont soutenu lors de cette longue campagne d'expériences.

Enfin, je tiens à exprimer ma profonde gratitude à ma femme et notre fille Tue- Linh pour leur patience et leurs encouragements pendant toute cette période que j'ai passé en France pour faire ma thèse. Sans leurs soins et leur attention, cette thèse n'aurait pas pu être achevée.

RÉSUMÉ

La taille de la zone plastique en pointe de fissure dans un matériau est directement liée au facteur d'intensité de contrainte pour une configuration donnée. Cette étude utilise la technique d'indentation avec une très faible charge afin d'étudier la taille de la zone plastique cyclique et monotone au voisinage de la fissure. La zone plastique est caractérisée par la relation entre la dureté, le module réduit, le travail élastique, le travail plastique, l'indice de plasticité et la distance par rapport à la pointe de fissure. Les essais sont menés sur une éprouvette CT pour un alliage d'aluminium 2024T351. Les essais de nanoindentation ont été effectués sur des échantillons ayant subi des essais de fatigue pour des amplitudes de facteurs d'intensité de contrainte de $\Delta K = 16,17 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $19,85 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Certains essais sont conduits avec des rapports de charge différents. La taille de la zones plastique à proximité de la fissure est mesurée suivant trois directions à 0° , 45° et 90° . La zone plastique est également observée à l'aide d'un système de profilage optique. Les résultats de l'étude montrent que la taille de la zone plastique monotone dépend du facteur d'intensité de contrainte maximale $K_{\max}$ et la taille de zone plastique cyclique dépend du ΔK , conformément à la théorie. Grâce à un étalonnage sur une éprouvette de traction de section variable, et en comparaison avec les valeurs de dureté mesurées dans la zone plastique, nous avons déterminé l'évolution de la déformation équivalente au voisinage de la pointe de fissure. Nous avons montré que la déformation équivalente est finie en bout de fissure et dépend du comportement élasto-plastique du matériau.

Dans une étude complémentaire, le contour des zones plastiques en fond de fissure en mode mixte, le rayon minimum de zone plastique (MPZR) et la direction de la fissure initiale pour l'alliage d'aluminium 2024T351 sur un "Compact Tension spécimen" est déterminé en utilisant le logiciel Matlab. Nous avons calculé la forme, la taille de la zone plastique au fond de fissure, le rayon minimum de la zone plastique par rapport à l'angle de chargement et le facteur d'intensité de contrainte en utilisant le critère de Von Mises. L'étude est effectuée pour les divers angles de chargement. Nous avons constaté que le chargement en mode mixte ($\beta = 60^\circ$) est le plus néfaste pour le matériau.

Mot-clés: *Zone plastifiée; Pointe de fissure; Nanoindentation; Contour de la zone plastique; Fracture en mode mixte*

ABSTRACT

The plastic zone size associated with a propagating crack in a material is directly related to the stress intensity factor for a given configuration. This work utilizes the ultra-low-load indentation techniques to study the cyclic and monotonic plastic zone size at the fatigue crack tip based on the relationship between the cyclic hardness, elastic work, plastic work, plasticity index and the distance from crack tip. The study is conducted essentially on the aluminum alloy 2024 in the T351 condition and in the annealed conditions and the plastic zone sizes at the crack tip is measured according to three directions at 0° , 45° and 90° respectively with respect to the crack orientation. Some studies are conducted at different load ratios. In one case, the plastic zone is observed by using an optical profiling system.

Our results show that the size of the monotonic plastic zone depends upon the maximum stress intensity factor, $K_{\max}$, and that of the cyclic plastic zone on ΔK . These results are comparable to theoretical estimations. Based on calibration tests on a trapezoidal tensile test specimen and by comparing the hardness values measured in the plastic zone, we are able to determine an equivalent strain within the plastic zone. It is shown that the strains are finite at the crack tip and depend upon the material stress-strain relationship.

In a second part of this work, we study the contour of mixed mode crack-tip plastic zones, the minimum plastic zone radius (MPZR) and the direction of initial crack for the aluminum alloy 2024T351 in a Compact tension specimen by using Matlab software. We have computed the shape, size of plastic zone at crack-tip and the minimum plastic zone radius with respect to the loading angle and stress intensity factor in linear elastic fracture mechanics for plane strain condition according to Von Mises yield criteria, the study is conducted for various loading angle. We found that the mixed mode loading ($\beta=60^\circ$) can lead to earlier material fracture earlier than any other biaxial loading.

Keywords: *Plastic zone size; Contour of plastic zone; Mixed mode fracture; Plastic zone size; Nanoindentation*

TABLE DES MATIÈRES

RÉSUMÉ	1
ABSTRACT	2
LISTE DES TABLEAUX	6
LISTE DES FIGURES	7
LISTE DES PUBLICATIONS	10
INTRODUCTION	11
CHAPITRE I	12
ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE	12
I.1. DÉFINITION DE FATIGUE	13
I.2. AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE	14
I.3. CONCEPTION DES PIÈCES MÉCANIQUES AVEC LA PRISE EN COMPTE DE LA FATIGUE	20
I.4. MÉCANIQUE LINEAIRE DE LA RUPTURE	20
I.4.1. Facteur d'intensité de contrainte (FIC)	20
I.4.2. Principe de superposition et méthode de fonction poids	24
I.4.3. Evaluation du facteur d'intensité de contraintes par la méthode des éléments finis	26
I.4.4. Crack Tip Opening Displacement "CTOD"	29
I.4.5. Propagation de fissures par fatigue	30
I.4.6. Caractérisation de la propagation de fissure	32
I.5. FACTEUR GOUVERNANT LA PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE	34
I.5.1. Influence du rapport de charge (R)	35
I.5.2. Influence de l'environnement	37
I.5.3. Influence de la surcharge	39
I.5.4. Influence de la microstructure sur le comportement en fatigue des matériaux	41
I.6. MODÈLES DE FISSURATION	42
I.6.1. Lois de paris	42
I.6.2. Lois de Forman	43
I.6.3. Modèle basé sur l'ouverture en pointe de fissure	43
I.6.4. Modèle fondé sur l'écrouissage cyclique en pointe de fissure	44

I.6.5. Modèle énergétique de la fissuration -----	44
I.7. LA ZONE PLASTIQUE AU FOND DE FISSURE DE FATIGUE-----	45
I.7.1. Définition de la zone plastique-----	45
I.7.2. Quelques modèles théoriques pour estimer la taille de la zone plastique	48
I.7.3. Formes et tailles de la zone plastifiée -----	52
I.7.4. Quelques techniques pour l'estimation et la mesure la zone plastique en tête du fissure-----	54
I.8. CONCLUSION -----	56
CHAPITRE II-----	57
TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES ET MATÉRIAUX ETUDIÉS-----	57
II.1. MATÉRIAUX ÉTUDIÉS -----	58
II.1.1. Composition du matériau -----	58
II.1.2. Propriétés mécaniques de l'alliage 2024T351 -----	58
II.2. ESSAIS DE FISSURATION-----	61
II.3. FORMULE THÉORIQUE POUR CALCULER LE RAYON DE LA ZONE PLASTIQUE-----	62
II.4. EQUIPEMENT UTILISÉ-----	63
II.4.1. Machine d'essai de fatigue -----	63
II.4.2. Profilomètre 3D -----	64
II.4.3. Microscope electronique à Balayage(MEB)-----	66
II.5. TECHNIQUE DE NANOINDENTATION -----	67
II.6. CONCLUSION -----	73
CHAPITRE III-----	74
RESULTATS EXPERIMENTAUX ET ANALYSES -----	74
INTRODUCTION -----	75
III.1. RÉSULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE -----	75
III.1.1. Essai de fatigue avec ΔP constante sur éprouvette sans recuite -----	75
III.1.2. Essai de fatigue à ΔK constante -----	77
III.1.3. Essai de fatigue à ΔP constante sur l'éprouvette recuite-----	79
III.2. RÉSULTATS DES ESSAIS DE NANOINDENTATION -----	81
III.2.1. Caractérisation d'une éprouvette vierge sans recuit-----	81
III.2.2. Caractérisation d'une éprouvette vierge avec recuit-----	84
III.2.3. Résultat pour l'éprouvette sans recuit à ΔP constant-----	85

III.2.4. Résultat pour éprouvette avec recuit à ΔP constant -----	91
III.2.5. Résultat pour éprouvette sans recuit à $\Delta K =$ constant -----	93
III.2.6. Résultat de nanoindentation en pointe de fissure surcharge sur éprouvette CT32 -----	97
III.2.7. Résultat de nanoindentation pour acier 316 -----	101
III.3. ESTIMATION DE LA ZONE PLASTIQUE EN POINTE DE FISSURE AVEC DIFFÉRENTS RAPPORT DE CHARGE (R)-----	104
III.3.1. Estimation la taille de la zone plastique avec $R = 0,3$ -----	105
III.3.2. Estimation la taille de la zone plastique avec $R = 0,5$ -----	105
III.4. RÉSULTATS OBTENUS AVEC LE PROFILOMÈTRE -----	107
III.5. CONCLUSION -----	108
CHAPITRE IV -----	110
ANALYSES ET DISCUSSIONS-----	110
IV.1. DISCUSSION SUR LA TECHNIQUE DE NANOINDENTATION-----	111
IV.2 LA FORME ET LA TAILLE DE LA ZONE PLASTIFIÉE -----	113
IV.3. DÉTERMINATION DU CHAMP DE DÉFORMATION AU VOISINAGE DE LA FISSURE -----	114
IV.3.1. Détermination de la loi de comportement -----	115
IV.3.2. Essai sur une géométrie à section variable -----	116
IV.3.3. Evaluation de la déformation totale dans la zone plastifiée -----	122
IV.3.4. Analyse sur l'éprouvette 2024T351 recuit -----	127
IV.4. ETUDE DE LA ZONE PLASTIFIÉE EN MODE MIXTE -----	130
IV.4.1. Introduction -----	130
IV.4.2. Méthode utilisé -----	131
IV.4.3. Résultats et discussion -----	132
IV.4.4. Conclusion -----	135
CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES-----	136
CONCLUSIONS: -----	137
Les conclusions sur la technique de nanoindentation -----	137
Exploitabilité des résultats de nanoindentation -----	137
Estimation de la déformation équivalente dans la zone plastifiée -----	138
Étude de la zone plastifiée en mode mixte -----	139
PERSPECTIVES:-----	139

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	141
--	------------

ANNEXE:	151
----------------------	------------

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I- 1: Influence des paramètres	35
Tableau II-1: Composition massique de l'alliage d'aluminium 2024T351	58
Tableau II- 2: Composition massique de l'alliage A316.....	58
Tableau II- 3: Propriétés mécaniques en traction de l'alliage A316	58
Tableau II- 4: Données issue d'un essai de traction pour l'alliage d'aluminium 2024T351	59
Tableau II- 5: Propriétés mécaniques nominales de l'alliage d'aluminium 2024T351	59
Tableau II- 6: Résultat issu d'un essai de traction pour l'état recuit	60
Tableau II- 7: Tableau des essais effectués	63
Tableau III-1: Conditions de l'essai de fatigue pour l'éprouvette CT32 à ΔK constante	78
Tableau III- 2: La valeur moyenne pour 25 indentations.....	83
Tableau III- 3: La valeur moyenne pour 135 indentations pour une éprouvette recuite	84
Tableau III- 4: La taille de la zone plastique par la technique de nanoindentation.....	88
Tableau III- 5: Essais de fatigue avec $R = 0,3$ et $\Delta K = 16$	105
Tableau III- 6: Essais de fatigue avec $R = 0,5$ et $\Delta K = 16$	105
Tableau III- 7: Tableau comparatif de l'influence des rapports de charge	106

LISTE DES FIGURES

Figure I- 1: Représentation schématisée d'un chargement de fatigue	13
Figure I- 2: Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement	15
Figure I- 3: Amorçage de microfissures dû à la formation d'intrusions et extrusions	17
Figure I- 4: Stades I et II de la fissuration par fatigue	18
Figure I- 5: Mécanismes de formation des stries	19
Figure I- 6: Stries de fatigue	19
Figure I- 7: Trois modes de chargements pouvant s'appliquer à une fissure	21
Figure I- 8: Répartition des contraintes au voisinage du fond de fissure	21
Figure I- 9: Certaines géométries communes de fissure	23
Figure I- 11: Principe des techniques d'extrapolation	27
Figure I- 12: Choix arbitraire d'un contour fermé entourant la fissure	28
Figure I- 13: Ecartement de fissure δ (CTOD)	30
Figure I- 14: Contrainte cyclique – relation avec le FIC lorsque a reste constant	31
Figure I- 15: Contrainte cyclique – relation avec le FIC lorsque a augmente	31
Figure I- 16: Longueur de fissure en fonction du nombre de cycle	32
Figure I- 17: Durée de vie prolongée d'un composant fissuré	33
Figure I- 18: Croissance de la fissure en fonction de la contrainte	33
Figure I- 19: Régimes de propagation des fissures de fatigue	35
Figure I- 20: Influence du rapport R	36
Figure I- 21: Evolution schématisée de la vitesse de fissuration à	38
Figure I- 22: Différents types du comportement au retard	41
Figure I- 23: Mécanisme de propagation	42
Figure I- 24: Variations de contraintes en bout de fissure au cours de la plastification	47
Figure I- 25: illustration schématisée de la zone plastique au fond de fissure	47
Figure I- 26: Modèle d'Irwin de la zone déformée plastiquement	48
Figure I- 27: Forme de la zone plastifiée en pointe de fissure d'après modèle de Rice	49
Figure I- 28: Modèle de Dugdale	49
Figure I- 29: Taille de la zone plastique déterminée par le critère de Von Mises	50
Figure I- 30: Zones plastiques en tête de fissure sous l'hypothèse des déformations planes	51
Figure I- 31: Zones plastique en tête de fissure déterminée par le critère de Tresca	51
Figure I- 32: Zone plastique monotone en contraintes planes et déformations planes (a), zone plastique cyclique (b) et estimation par Irwin de la zone plastique monotone (c)	53
Figure I- 33: La zone plastique en contraintes planes en fonction la longueur de fissure lorsque $\Delta P = \text{constante}$	53
Figure I- 34: La zone plastique en contraintes planes en fonction la longueur de fissure lorsque $\Delta K = \text{constante}$	54
Figure I- 35: La zone plastique obtenue par interférométrie NOMARSKI	55
Figure II- 1: Éprouvette pour essai de traction	59
Figure II- 2: Courbe de traction	59
Figure II- 3: Courbes d'écrouissage monotone et cyclique de l'alliage 2024T351	60
Figure II- 4: Diagramme de recuit	60
Figure II- 5: Courbe de traction pour l'état recuit	61
Figure II- 6: Eprouvette « compact tension » selon ASTM E647	62
Figure II- 7: Dimension de l'éprouvette	62
Figure II- 8: Essai de fatigue sur la machine Instron E3000 au LMR	64
Figure II- 9: Le système WYKO NT1100 profilomètre optique au CEROC	64
Figure II- 10: Un exemple de profil obtenu avec le profilomètre	65
Figure II- 11: Microscopie électronique à balayage JSM-6480LV au LMR	66
Figure II- 12: Empreintes de nanoindentation observées au MEB	66

Figure II- 13: Les Les techniques de Nanoindentation	67
Figure II- 14: Fonctionnement général du nanoindenteur.....	68
Figure II- 15: Les parties principales de la machine	68
Figure II- 16: Vue d'ensemble de la machine.....	69
Figure II- 17: Une courbe d'indentations du cycle de chargement-déchargement	70
Figure II- 18: Détermination de la dureté et du module réduit	70
Figure II- 19: Dix indentations avec charge croissante sur de la silice fondue.....	71
Figure II- 20: Résultats pour une charge de 20 mN	72
Figure II- 21: Exemple de courbes d'indentation sur l'alliage d'aluminium 2024T351	72
Figure III- 1: Machine de fatigue Instron E3000	76
Figure III- 2: ΔK en fonction de la longueur de la fissure	76
Figure III- 3: Longueur de fissure, a en fonction du nombre de cycles N à ΔP =constante	77
Figure III- 4: Vitesse de fissuration en fonction de ΔK en échelle logarithmique.....	77
Figure III-5: Longueur de fissure, a, en fonction du nombre de cycles, N à ΔK constante	79
Figure III-6: Diagramme de recuit	79
Figure III- 7: Longueur de fissure(a) en fonction du cycle (N) sur éprouvette recuite	80
Figure III-8: La vitesse de la fissuration en fonction de ΔK en échelle logarithmique	80
Figure III- 9: L'éprouvette carrée après polissage.....	81
Figure III- 10: Les courbes d'indentation	82
Figure III- 11: Dureté en fonction de la charge.....	82
Figure III- 12: Réduit module en fonction de la charge	83
Figure III- 13: Les courbes d'indentation	83
Figure III- 14: La durté en fonction du temps après recuit	84
Figure III- 15: Module réduit en fonction du temps après recuit	84
Figure III- 16: Les directions d'essais de nanoindentation	85
Figure III- 17: Résultat analytique de la dureté pour la direction 3	86
Figure III- 18: Résultat analytique du module réduit pour la direction 3	86
Figure III- 19: Résultat analytique du travail élastique pour la direction 3	87
Figure III- 20: Résultat analytique du travail plastique pour la direction 3	87
Figure III- 21: Résultat analytique de l'indice de plasticité pour la direction 3.....	88
Figure III- 22: Taille de la zone plastique theorique et par nanoindentation	89
Figure III- 23: Pointe de fissure avant de faire nanoindentation.....	90
Figure III- 24: Pointe de fissure après de faire des essais de nanoindentation.....	90
Figure III- 25: Résultat analytique de la dureté avec $\Delta K=19,85 \text{ MPa.m}^{1/2}$	91
Figure III- 26: Résultat analytique de l'indice de plasticité	91
Figure III- 27: Résultat analytique de la dureté pour éprouvette recuit	92
Figure III- 28: Résultat analytique du réduit module pour éprouvette recuit.....	92
Figure III- 29: Résultat analytique du travail plastique pour éprouvette recuit	92
Figure III- 30 : Résultat analytique du travail élastique pour éprouvette recuit	93
Figure III- 31: Résultat analytique de l'indice de plasticité pour éprouvette recuit.....	93
Figure III- 32: Directions perpendiculaire à la fissure pour faire les essais de nanoindentation	93
Figure III- 33: Résultat analytique de la dureté à $\Delta K=\text{constante}=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	94
Figure III- 34: Résultat analytique du réduit module à $\Delta K=\text{constante}=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	94
Figure III-35: Résultat analytique du travail plastique à $\Delta K=\text{constante}=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	94
Figure III- 36: Résultat analytique du travail élastique à $\Delta K=\text{constante}=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	95
Figure III- 37: Résultat analytique de l'indice de plasticité à $\Delta K=\text{constante}=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$..	95
Figure III- 38: Résultat analytique de la dureté à $\Delta K=\text{constante}=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	95
Figure III- 39: Résultat analytique du réduit module à $\Delta K=\text{constante}=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	96
Figure III- 40: Résultat analytique du travail plastique à $\Delta K=\text{constante}=12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	96

Figure III- 41: Résultat analytique du travail élastique à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	96
Figure III-42: Résultat analytique de l'indice de plasticité à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	97
Figure III- 43: Essais de surcharge.....	97
Figure III- 44: Les directions d'indentation en pointe de fissure surchargée.....	98
Figure III- 45: Les courbes d'indentation en pointe de fissure surchargée à 45°	99
Figure III- 46: Dureté pour la direction 45°	99
Figure III- 47: Module réduit pour la direction 45°	100
Figure III- 48: Travail plastique pour la direction 45°	100
Figure III- 49: Travail élastique pour la direction 45°	100
Figure III- 50: L'indice de plasticité pour la direction 45°	101
Figure III- 51: Taille de la zone plastique theorique et par nanoindentation	101
Figure III- 52: Dureté pour acier	102
Figure III- 53: Module réduit pour acier	103
Figure III- 54: Travail plastique pour acier CT75.....	103
Figure III- 55: Travail élastique pour acier CT75	103
Figure III- 56: Indice de plasticité pour acier CT75.....	104
Figure III- 57: Les courbes d'indentation pour cet essai pour acier.....	104
Figure III- 58: Dureté correspondant avec $\Delta K = 16$ et $R = 0,5$	106
Figure III- 59: Zone plastique cyclique observée à l'aide d'un système de profilage optique	107
Figure III- 60: Zone plastique monotone observée à l'aide d'un système de profilage optique	108
Figure III- 61: La zone plastique cyclique	108
Figure III- 62: La zone plastique monotone	108
Figure IV- 1: Une courbe exploitable	111
Figure IV- 2: Courbe présentant des anomalies	112
Figure IV- 3: Les indentations ont eu lieux sur des inclusions	113
Figure IV- 4: Éprouvette pour les essais de traction	115
Figure IV- 5: Loi de comportement	116
Figure IV- 6: Éprouvette de traction trapézoïdale.....	117
Figure IV- 7: L'éprouvette trapézoïdale après essai	117
Figure IV- 8: Dureté en fonction de la contrainte	119
Figure IV- 9: Dureté en fonction de la déformation totale.....	120
Figure IV- 10: Travail plastique en fonction de la déformation totale.....	121
Figure IV- 11: Travail élastique en fonction de la déformation totale.....	121
Figure IV- 12: Indice de plasticité en fonction de la déformation totale	122
Figure IV- 13: Déformation totale en fonction de la dureté dans la zone plastifiée	123
Figure IV- 14: Déformation totale équivalente estimée selon direction 3	124
Figure IV- 15: Déformation totale équivalente estimée selon direction 1	124
Figure IV- 16: Déformation totale équivalente estimée selon direction 5	125
Figure IV- 17: Déformation totale équivalente estimée selon direction 2	125
Figure IV- 18: Comparaison entre les trois estimations.....	126
Figure IV- 19: Dureté en fonction de la contrainte	127
Figure IV- 20: Déformation totale en fonction de la dureté.....	127
Figure IV- 21: Dureté en fonction de la distance par rapport au bout de fissure	128
Figure IV- 22: Déformation totale équivalente estimée selon direction 3, pour l'état recuit	128
Figure IV- 23: Comparaison entre les deux l'état étudié	129
Figure IV- 24: Comparaison entre les deux états étudiés.....	130
Figure IV- 25: Représentation schématique des paramètres en pointe de fissure.....	131

Figure IV- 26: Variation de K_2 contre K_1 pour différentes charges appliquées.....	133
Figure IV- 27: Variation de K_{eff} contre β pour différentes charges appliquées	133
Figure IV- 28: Variation de MPZR (rpmin) contre β	134
Figure IV- 29: Zones plastiques pour $\beta=0^\circ, 30^\circ, 60^\circ$ et 90° sous une charge de 10 kN.....	135

LISTE DES PUBLICATIONS

1. Tien Dung DO, Rene LEROY, Damien JOLY "Computational contour of mixed mode crack-tip plastic zone for aluminum alloy 2024T351", International Journal of Computational Materials Science and Engineering , Vol. 2, No. 1 (2013).
2. T.D.Do, F.Chalon, R.Leroy, D.Joly and N.Ranganathan, "Determination of Plastic Zones at the Crack Tip", in Materials Characterization: Modern Methods and Applications, Sci. Ed. M. Ranganathan, Pan Stanford Publishing Pte Ltd, 2013
3. Florent CHALON, Stéphane MEO, Tien Dung DO, Narayanaswami RANGANATHAN, "Numerical Modeling of Energy Dissipated in the Plastic Zone", Fatigue Crack Growth, Behavior and Analysis, Editors Ping Tang and Jm Leor Zhang, Nova Science Publishers, NY, USA, 2012, pp 293-312.
4. N. Ranganathan, N. Sedghi, D. Joly, T.D. Do, R. Leroy, F. Chalon, P. Feraud, "A method for quantitative fatigue fracture surface analysis", 4th International Conference on Crack Path, 2012, Gaeta, Italie.

INTRODUCTION

La zone plastique en pointe de fissure joue un rôle important dans la détermination de la cinétique de propagation d'une fissure de fatigue. Par conséquent, il est nécessaire de connaître la taille et la forme exactes de cette zone. Les contraintes élevées proches de la pointe de fissure peuvent dépasser la limite élastique du matériau et induire un petit volume de déformation plastique, appelé zone plastique en pointe de fissure. Si elle est grande, une grande quantité d'énergie est dissipée au cours de la propagation de fissure et quand elle est petite, la propagation de fissure demande moins d'énergie. Ainsi, la taille de la zone plastique peut être directement liée à la résistance à la fatigue du matériau. Il existe de nombreuses méthodes pour étudier la zone plastique en pointe de fissure, comme des mesures de microdureté, technique de gravure, technique d'interférence optique, techniques de rayons X ainsi que des approches analytiques et numériques pour étudier les champs mécaniques en en pointe de la fissure de fatigue suite à des sollicitations cycliques.

Développée dans le début des années 1970, la technique de nanoindentation est une technique populaire pour caractériser les matériaux à l'échelle nanométrique. Depuis sa conception originale, la méthode a subi de nombreuses améliorations. Les changements apportés aux équipements et techniques d'essai ont permis de progresser dans la compréhension des mécanismes de contact élasto-plastique. Dans cette étude, la technique de nanoindentation est utilisée pour étudier la taille de la zone plastique en pointe de fissure sur l'alliage d'aluminium à haute résistance 2024T351 dans deux états : recuit et sans recuit. Quelques études sont également menées sur un acier inoxydable A316.

CHAPITRE I

ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. Définition de fatigue

La fatigue est un processus (succession de mécanismes) qui sous l'action de contraintes ou déformations variables dans le temps modifie les propriétés locales d'un matériau et peut entraîner la formation de fissures et éventuellement la rupture de la structure. La fatigue est notamment caractérisée par une étendue de variation de contrainte bien inférieure à la résistance à la traction du matériau. Les étapes principales de la fatigue sont l'amorçage de fissures (si des défauts ne sont pas déjà présents dans le matériau), la propagation de fissures et la rupture finale. Les paramètres souvent utilisés pour prédire le comportement en fatigue et ainsi le nombre de cycles à rupture d'une structure sont : l'amplitude de cette sollicitation (chargement ou déformation imposée), sa valeur moyenne, le fini de surface et le milieu dans lequel la structure sera utilisée.

En fonction du temps, la charge appliquée et donc la contrainte peuvent varier de façon sinusoïdale, périodique ou aléatoire. Cependant, par souci de simplicité on effectue les essais de fatigue, en laboratoire, en utilisant des chargements qui varient de façon simple (sinusoïdale ou triangulaire). Dans ce cas, les variables caractéristiques de l'essai sont:

- Les contraintes maximale $\sigma_{\max}$ et minimale $\sigma_{\min}$
- L'amplitude de contrainte $\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2$
- La contrainte moyenne ou contrainte statique $\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2$
- Le rapport de contrainte $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$
- La période T (ou la fréquence $f = 1/T$)

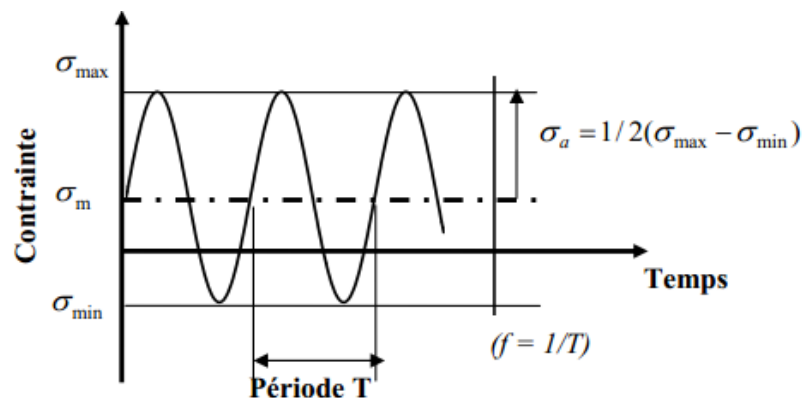


Figure I- 1: Représentation schématique d'un chargement de fatigue

Selon l'amplitude de la contrainte, on peut définir trois grands domaines: la fatigue à durée de vie limitée, la fatigue oligocyclique et la limite de fatigue:

- **Fatigue à durée de vie limitée:** l'amplitude de contrainte est faible. Macroscopiquement, la déformation reste pratiquement élastique. La durée de vie de la pièce (Nombre de cycles, N , nécessaires pour entraîner la rupture) est en général supérieure à 10^4 ou 10^5 cycles

- **Fatigue oligocyclique:** Fatigue par déformation plastique excessive. Elle provoque à chaque cycle une déformation plastique. La durée de vie de la pièce est beaucoup plus courte ($N < 10^4$ cycles).

- **Limite de fatigue** (ou limite d'endurance) : $N > 10^8$

Récemment, les travaux de Bathias et son équipe [1] ont montré l'existence d'un domaine de très grande durée de vie $N > 10^9$ cycles (fatigue gigacyclique). Ces études ont montré que la rupture d'une pièce mécanique peut se produire même pour des sollicitations inférieures à la limite de fatigue conventionnelle, (définie pour environ $N = 10^7$ cycles).

La durée de vie totale peut être répartie entre la durée de vie à l'amorçage d'une fissure et la celle correspondant à la propagation d'une fissure jusqu'à rupture.

Du point de vue microstructural, on peut identifier les mécanismes d'endommagement par fatigue.

I.2. Amorçage des fissures de fatigue

Plusieurs définitions sont utilisées dans la littérature : variation de la rigidité de l'éprouvette, apparition d'une fissure de quelques microns, chute de la charge supportée par l'éprouvette [1]. La phase d'amorçage est généralement constituée par la nucléation et la croissance de fissures « courtes » mais la longueur seuil de fissure à laquelle l'amorçage se produit manque de définition uniforme. Plusieurs auteurs pensent que la phase d'amorçage d'une fissure de fatigue est de durée négligeable et qu'il existe des "petites" fissures de taille comparable à celle d'un défaut microstructural. Ces fissures se manifestent dès les premiers cycles de sollicitation. Alors, la durée de vie associée à l'amorçage correspondrait en fait à la phase de propagation de ces fissures courtes avant qu'elles n'atteignent une taille détectable par les moyens de suivi usuels [2][3]. D'autres auteurs estiment que la période d'amorçage de fissures dans un composant, à l'origine sans défaut, peut constituer une partie significative de sa durée de vie totale en fatigue [4][5].

De nombreux défauts tels que des irrégularités de surface ou des inclusions, provoquant des concentrations de contrainte locales très élevées conduisant à la rupture rapide par formation de microfissures particulièrement dangereuses existent dans toutes les pièces soumises à la fatigue. Mais, ils ne sont pas les seuls sites d'amorçage des fissures. Dans de nombreux cas où le matériau est globalement soumis à des contraintes inférieures à sa limite d'élasticité, il y a formation de bandes de glissement persistantes dans certains grains. Ces bandes de glissement peuvent donner lieu à des microfissures permanentes par formation d'intrusions et d'extrusions [6][7][8] ou par réunion entre elles [9]. L'atmosphère réagit avec les surfaces fraîches des plans de glissement et empêche la réversibilité de leur mouvement de va-et-vient, d'où un endommagement du métal. Le mécanisme de formation des intrusions et extrusions à la surface est illustré sur la Figure I- 2. Les intrusions et les extrusions ne sont pas les seuls mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Les inclusions en surface peuvent aussi être des sites préférentiels pour l'amorçage des fissures de fatigue.

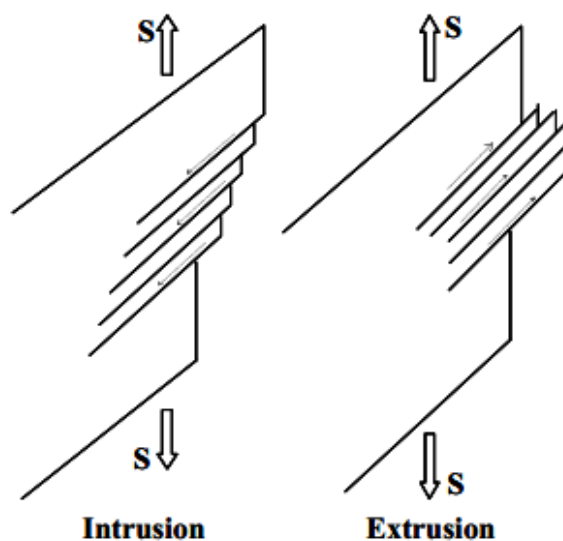


Figure I- 2: Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement

L'amorçage des fissures provient de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un petit domaine de dimension finie, par la présence d'inclusion ou de tout autre défaut du fait des concentrations de contraintes qu'ils entraînent. L'amorçage de fissures dépend de plusieurs facteurs, la quantité, la taille, la nature,

et la répartition des inclusions ou des défauts, ainsi que de leurs formes par rapport à la direction des efforts [10][11][12][13].

Lors d'études portant sur des alliages d'aluminium, Xin Bing [14] a montré que l'amorçage pouvait s'effectuer au niveau des bandes de glissement ou des inclusions, selon l'amplitude de chargement appliquée. Pour un chargement important, c'est l'inclusion rompue qui favorise l'amorçage d'une fissure; de plus, si les inclusions rompues se trouvent groupées, les microfissures se rejoignent facilement et la fissure principale se développe rapidement. Pour un faible chargement, ce sont les bandes de glissement persistantes qui favorisent principalement l'amorçage de microfissures, même s'il y a des inclusions rompues. Les résultats montrent que si une fissure s'amorce dans une inclusion cassée, elle se développe plus vite qu'une fissure s'amorçant dans une bande de glissement. Cela est justifié par le fait qu'une fissure s'amorçant dans une inclusion cassée doit accumuler suffisamment d'énergie pour franchir la bordure d'inclusion. Quand la fissure réussit à se développer dans la matrice, l'énergie se libère brutalement et la fissure peut se propager rapidement. Enfin, la durée de vie liée à la nucléation de fissures amorcées à partir d'une inclusion est plus faible que lors d'un amorçage à partir d'une bande de glissement.

L'amorçage se produit préférentiellement dans les zones où il y a concentration de contraintes : changement brusque de section ou de géométrie, inclusions ou défauts de surface. Toutefois, l'amorçage peut se produire dans les endroits parfaitement polis et ne présentant aucune zone de concentration de contrainte. Pour les matériaux cristallins ductiles, on constate que, à partir d'un certain nombre de cycles, des bandes de glissement persistantes apparaissent à l'endroit où localisent des déformations. L'observation de ces bandes révèle la formation d'extrusions et intrusions qui constituent des amorces de microfissures (Figure I- 3). Le stade d'amorçage se termine avec la formation d'une fissure principale, qui se propage selon le plan perpendiculaire à l'axe de la contrainte principale [15][16]

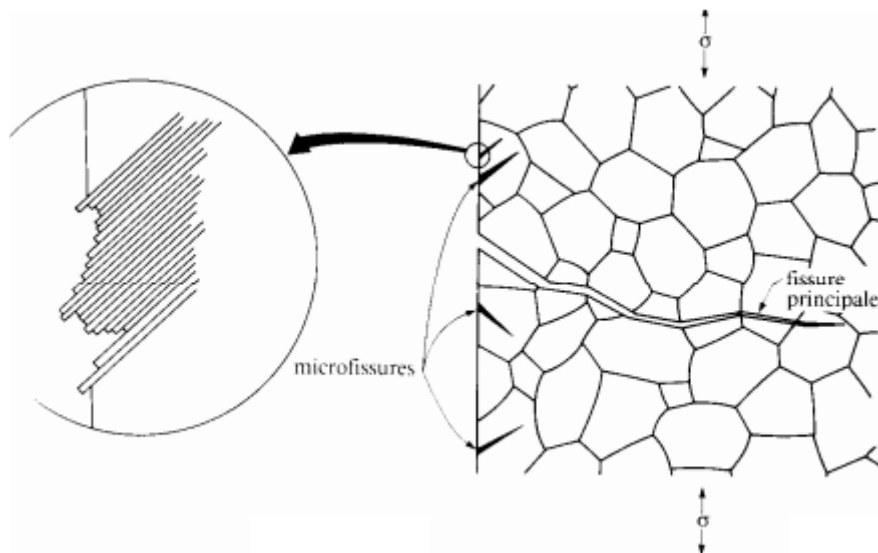


Figure I- 3: Amorçage de microfissures dû à la formation d'intrusions et extrusions

Une fois formée, la fissure principale se propage à l'intérieur du matériau. Le stade de propagation commence. Notons que sous de fortes amplitudes de contraintes, la durée de propagation peut représenter jusqu'à 90% de la durée de vie totale. Notre attention sera fixée, en particulier, sur le stade de fissuration. Lorsque le facteur d'intensité de contraintes atteint la valeur critique K_C de ténacité, on observe la rupture finale brutale du composant.

En résumé, l'amorçage des fissures de fatigue peut être favorisé généralement, soit par une inclusion rompue, soit par une bande de glissement. Néanmoins, pour s'assurer que la fissure a bien démarré à partir d'une inclusion, cette dernière doit remplir l'une des conditions suivantes [14]:

- Une inclusion casse suivant la direction des bandes de glissement;
- Une inclusion casse suivant un joint de grain traversant cette inclusion
- Des inclusions rompues proches ont tendance à se regrouper pour former des microfissures : les fissures s'amorcent donc facilement et rapidement.

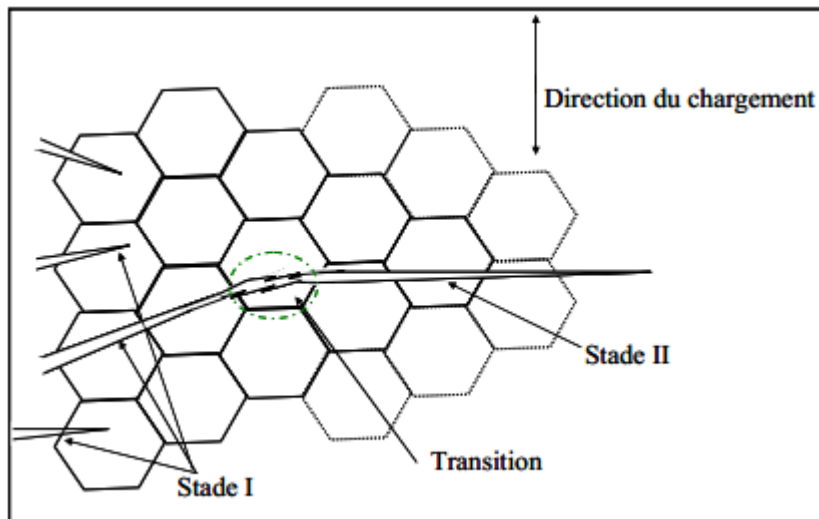


Figure I- 4: Stades I et II de la fissuration par fatigue

Comme nous venons de le voir, les fissures de fatigue s'amorcent généralement à la surface du matériau, en un ou plusieurs endroits. La propagation est souvent transgranulaire dans une direction cristallographique définie, même lorsque l'amorçage est intergranulaire, c'est le stade I (état de contraintes planes). Ensuite, intervient le stade II au cours duquel la fissure quitte le plan de scission maximale pour se propager dans le plan de contrainte normale, c'est-à-dire perpendiculaire à la contrainte principale maximale (état de déformation plane) (Figure I- 4) [17].

La surface fissurée dans le stade I est très limitée par rapport à la surface totale de rupture bien que ce stade présente une durée de vie importante [5]. Dans plusieurs cas, la fissure peut s'amorcer directement en stade II sans passer par le stade I, par exemple en présence de grosses inclusions, dans le cas d'usinages «grossiers» ou encore quand la fissure se propage à partir d'une entaille. Seul un très petit nombre de fissures atteint le stade II de propagation. En effet, dès qu'une fissure dépasse suffisamment ses voisines, elle empêche leur propagation par suite d'un effet de décharge (diminution de la concentration de contrainte) qu'elle provoque derrière elle [18].

Pour simplifier le processus de propagation de fissure, on peut le schématiser de la manière suivante : au cours de la partie du cycle où la contrainte augmente, la fissure s'ouvre en formant une zone plastique à son extrémité. Au cours de la décharge, la fissure se referme. L'ensemble de la pièce qui est resté élastique tend à refermer la fissure en agissant sur la zone plastifiée qui a subi une déformation

irréversible. Les contraintes locales de compression après décharge maintiennent la fissure fermée et au cycle suivant, il faut exercer une contrainte supérieure pour l'ouvrir à nouveau. Si l'amplitude de contrainte est importante, à chaque cycle la fissure se propage un peu plus et cela se traduit sur la surface de rupture par des stries, chaque strie correspondant alors à un cycle; le mécanisme de formation des stries schématisé sur la [Figure I- 5](#) et la [Figure I- 6](#) présente des stries de fatigue observées au microscope électronique à balayage [\[19\]\[20\]](#). Rappelons que les stries sont caractéristiques d'une propagation en stade II.

Aux faibles amplitudes de sollicitation, il faut plusieurs cycles pour former une strie. Lorsque l'amplitude de la contrainte diminue, elle peut devenir insuffisante pour ouvrir la fissure soumise aux forces de refermeture de la zone plastifiée. La fissuration s'arrête alors, ce qui justifie l'existence d'un seuil de propagation [\[19\]](#).

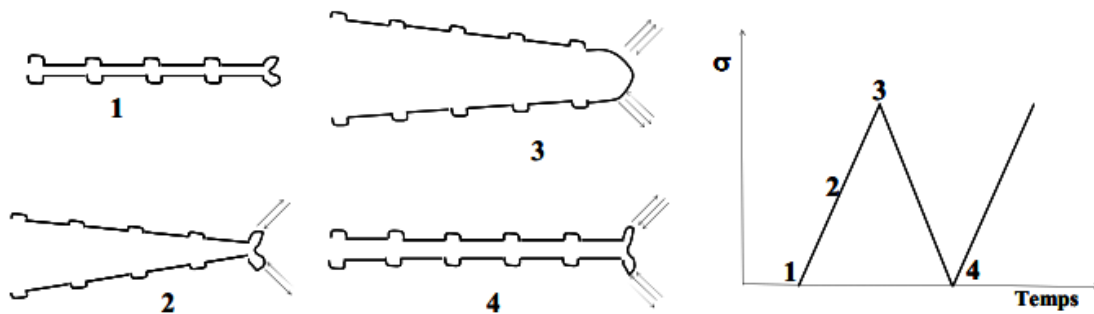


Figure I- 5: Mécanismes de formation des stries

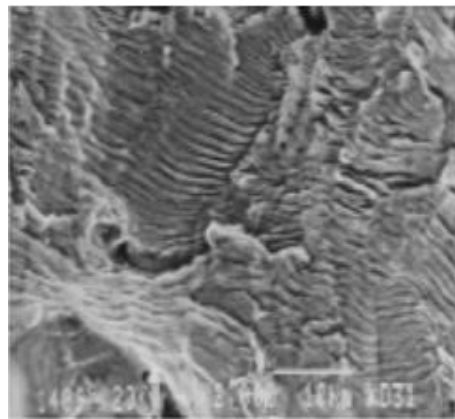


Figure I- 6: Stries de fatigue

I.3. Conception des pièces mécaniques avec la prise en compte de la fatigue

La conception des pièces mécaniques se fait selon deux méthodologies globales :

- **Le concept « Safelife »** Selon ce concept, on n'admet pas de rupture par fatigue de la pièce. La pièce est alors conçue de telle manière que la sollicitation est inférieure à la limite de fatigue (on ignore ici le domaine de fatigue gigacyclique). Si on connaît la durée de vie, la contrainte admissible est déterminée à partir de la courbe de Wöhler appropriée.

- **Le concept «Fail safe»** selon ce concept, on admet la présence d'une fissure dans une structure et on détermine la cinétique de propagation de celle-ci jusqu'à rupture, ou, on détermine la durée de vie de propagation de cette fissure selon les concepts de la mécanique linéaire élastique de la rupture.

Nous allons maintenant présenter les aspects essentiels de la mécanique de la rupture.

I.4. Mécanique lineaire de la rupture

I.4.1. Facteur d'intensité de contrainte (FIC)

Il a été montré que toutes les sollicitations sur la fissure peuvent être réduites à la superposition de trois modes élémentaires ([Figure I- 7](#)).

- Le mode I (ou mode d'ouverture) où les lèvres de la fissure se déplacent dans des directions opposées, perpendiculairement au plan de fissuration
- Le mode II (ou mode de cisaillement dans le plan) où les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan, dans une direction perpendiculaire au front de la fissure.
- Le mode III (ou mode de cisaillement hors plan) où les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan, dans une direction parallèle au front de fissure

Notons que dans le cas des modes II et III, les lèvres de fissures restent en contact et entraînent donc des frottements qui diminuent l'énergie disponible pour la propagation de fissure. Ces deux modes sont ainsi généralement moins dangereux que le mode I [\[21\]\[22\]](#).

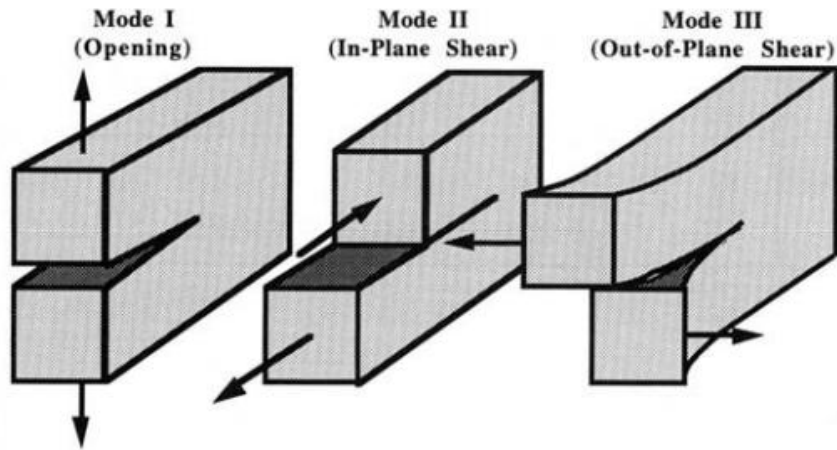


Figure I- 7: Trois modes de chargements pouvant s'appliquer à une fissure

En élasticité, le champ de contrainte au voisinage du fond de fissure dans une plaque de dimensions infinies, soumise à une contrainte de traction σ à l'infinie est donné par les relations (I.1) [22]

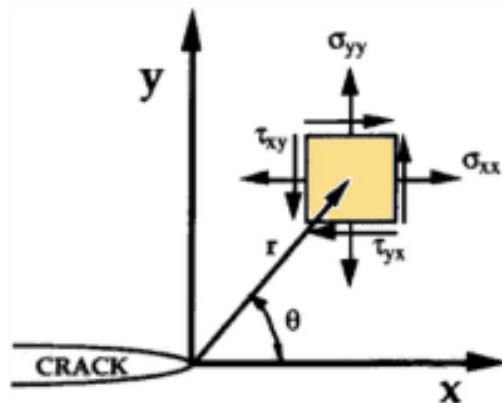


Figure I- 8: Répartition des contraintes au voisinage du fond de fissure

En utilisant l'approche proposée par Westergard, Irwin [23] montre que les contraintes au voisinage de la fissure peuvent s'écrire:

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cdot (K_I \cdot f_{ij}^{(I)}(\theta) + K_{II} \cdot f_{ij}^{(II)}(\theta) + K_{III} \cdot f_{ij}^{(III)}(\theta)) \quad (I.1)$$

- Pour le mode 1 de chargement [22][24]:

$$\begin{cases} \sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{cases} \quad (1.2)$$

Les déplacements correspondants sont [24]:

$$\begin{cases} u_x = \frac{K_I}{2E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (1+\nu) \left[(2k-1) \cos \frac{\theta}{2} - \cos \frac{3\theta}{2} \right] \\ u_y = \frac{K_I}{2E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (1+\nu) \left[(2k+1) \sin \frac{\theta}{2} - \sin \frac{3\theta}{2} \right] \end{cases} \quad (1.3)$$

Sous l'hypothèse des déformations planes : $k = 3 - 4\nu$

Sous l'hypothèse des contraintes planes: $k = \frac{3-\nu}{1+\nu}$

- Pour le mode 2 de chargement :

$$\begin{cases} \sigma_x = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_y = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \sigma_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \end{cases} \quad (1.4)$$

Les déplacements correspondants sont :

$$\begin{cases} u_x = \frac{K_{II}}{2E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (1+\nu) \left[(2k+3) \sin \frac{\theta}{2} + \sin \frac{3\theta}{2} \right] \\ u_y = \frac{K_{II}}{2E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} (1+\nu) \left[(2k-3) \cos \frac{\theta}{2} + \cos \frac{3\theta}{2} \right] \end{cases} \quad (1.5)$$

- Pour le mode 3 de chargement:

$$\begin{cases} \tau_{xz} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \\ \tau_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \\ \tau_{xy} = \sigma_x = \sigma_y = \sigma_z = 0 \end{cases} \quad (I.6)$$

Les déplacements correspondants sont:

$$\begin{cases} u_z = \frac{K_{III}}{2E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cdot 2(1+\nu) \cdot \sin \frac{\theta}{2} \\ u_x = u_y = 0 \end{cases} \quad (I.7)$$

Exemples de valeurs de facteur d'intensité de contrainte pour le mode I [24]:

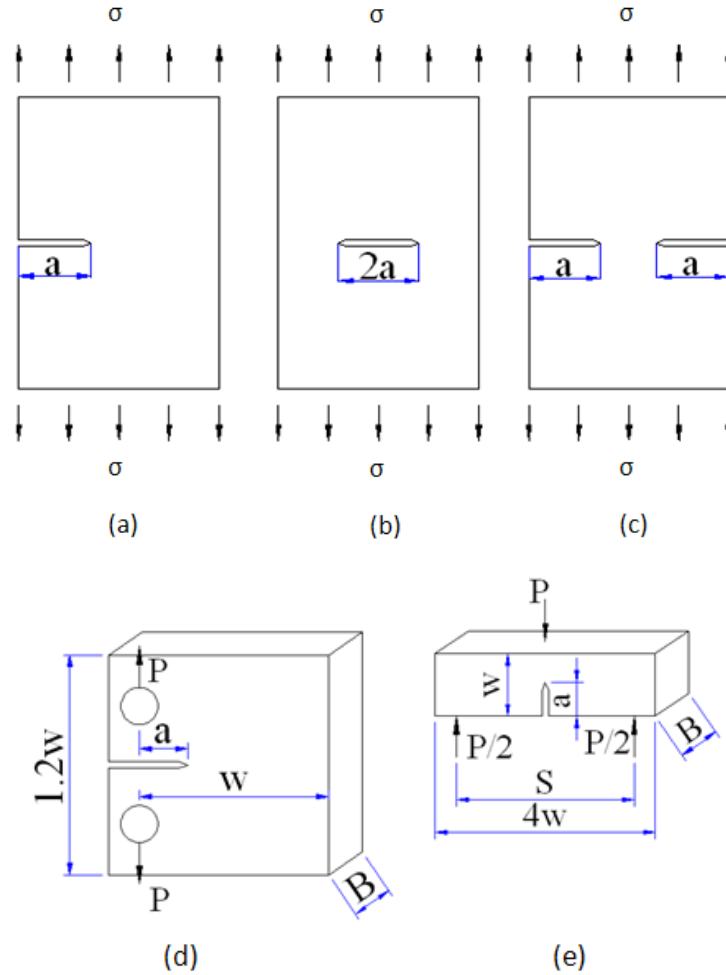


Figure I- 9: Certaines géométries communes de fissure

- Pour la configuration de la [Figure I- 9a](#)

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (I.8)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 1.99 - 0.41\left(\frac{a}{W}\right) + 18.7\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 38.48\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 53.85\left(\frac{a}{W}\right)^4$$

- Pour la configuration de la [Figure I- 9b](#)

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \left(\sec \frac{\pi a}{W} \right)^2 \quad (I.9)$$

- Pour la configuration de la [Figure I- 9c](#)

$$K_I = \sigma \sqrt{a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (I.10)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 1.99 + 0.76\left(\frac{a}{W}\right) - 8.48\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 27.36\left(\frac{a}{W}\right)^3$$

- Pour la configuration de la [Figure I- 9d](#) (compact tension specimen)

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (I.11)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{2 + a/W}{(1 - a/W)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64\left(\frac{a}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 \right]$$

- Pour la configuration de la [Figure I- 9e](#) (Single-edge-cracked bend specimen)

$$K_I = \frac{PS}{BW^{3/2}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (I.12)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3(a/W)^{1/2}}{2(1 + 2a/W)(1 - a/W)^{3/2}} \left[1.99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left\{ 2.15 - 3.93\left(\frac{a}{W}\right) + 2.7\left(\frac{a}{W}\right)^2 \right\} \right]$$

1.4.2. Principe de superposition et méthode de fonction poids

Dans le cas de l'étude d'un corps fissuré d'une géométrie donnée, soumis à des sollicitations complexes, la solution la plus couramment utilisée consiste à transformer le problème traité en une suite de problèmes dont les solutions sont connues [25]. Le principe utilisé est toujours celui de la superposition des solutions, qui résulte bien évidemment de l'élasticité linéaire.

Considérons, tout d'abord, une pièce non fissurée soumise à un chargement quelconque $P(x)$ dans le cas bidimensionnel ([Figure I- 10a](#)). La sollicitation $P(x)$ crée une contrainte normale $p(x)$ dans le segment AB de la pièce. Un corps semblable avec une fissure sur le segment AB est rendu "aveugle" à la présence de fissure par

application de contraintes de fermeture $-p(x)$ sur les lèvres de la fissure (Figure I-10b). Pour mode I, nous avons ainsi.

$$K(a) = K(b) = 0 \quad (I.13)$$

De plus, le cas b) peut être considéré comme la superposition des deux chargements (c) et (d). Nous avons donc :

$$K(a) = K(b) = K(c) + K(d) = 0 \quad (I.14)$$

$$\text{Où: } K(c) = -K(d) = K(e) \quad (I.15)$$

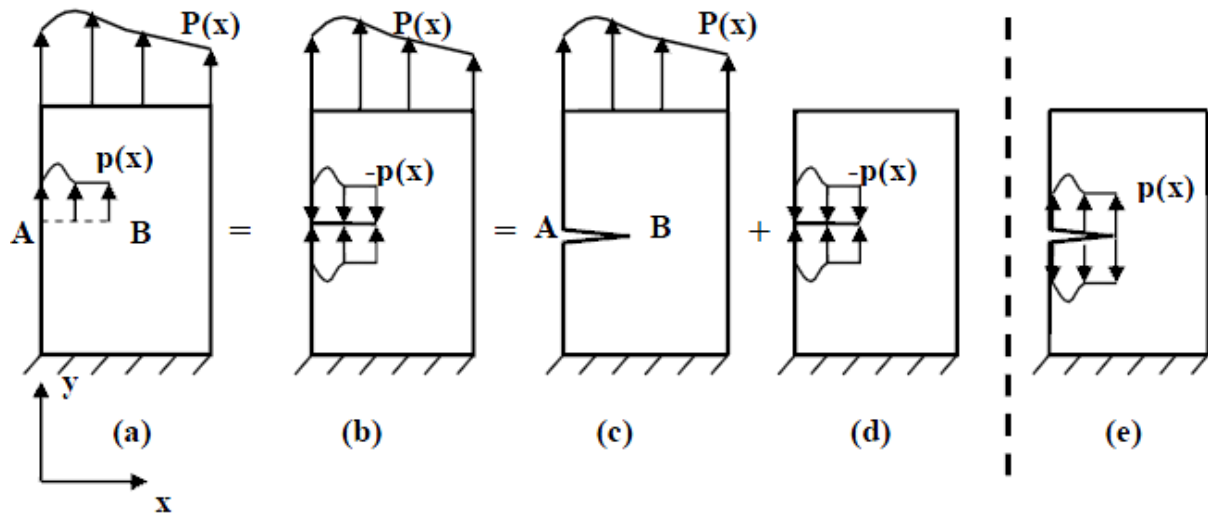


Figure I- 10: Principe de superposition

Ainsi, on peut en déduire que le facteur d'intensité de contraintes pour n'importe quel cas de chargement est égal au FIC obtenu en appliquant aux lèvres de la fissure les contraintes qui existeraient là s'il n'y avait pas de fissure [26]

De plus, Bueckner [25] et Rice [27] ont montré que le FIC du système (e) peut être estimé par l'expression suivante:

$$K = \int_{\Gamma_c} P(x)m(x)dx \quad (I.16)$$

Où Γ_c est le périmètre de la fissure considérée, et $m(x)$ est la fonction poids, qui ne dépend que de la géométrie du solide fissuré. La méthode de fonction poids est très puissante car elle permet d'évaluer le FIC pour n'importe quelles conditions aux limites. Notons que le concept de fonction poids n'est pas limité à un cas bidimensionnel, ni au mode I de rupture, ni à un matériau élastique isotrope. De nombreuses études sont toujours en cours afin de trouver des fonctions poids pour des configurations de fissuration de plus en plus complexes. Beghini [28] a proposé des fonctions poids pour une fissure bifurquée dans une plaque semi infinie. Shen [29] a obtenu des fonctions poids au bord et au coeur d'une fissure semi-elliptique

dans une plaque d'épaisseur finie. Cependant, les solutions proposées sont limitées à des géométries semi-elliptiques avec un rapport de profondeur/demi-largeur a/c supérieur à 0,2. En s'appuyant sur l'approche de Shen, Wang [30][31] a développé les fonctions poids pour tous les rapports de a/c compris entre 0 et 1, et ceci pour tous les points situés sur le front de fissure semi-elliptique.

En résumé, la méthode de fonction poids offre une approche très intéressante. Dans l'étude qui va suivre concernant une pièce de géométrie simple, il sera possible d'utiliser cette approche pour évaluer le FIC, notamment dans les études bidimensionnelles. Néanmoins, cette méthode a des inconvénients. Les expressions des fonctions poids sont assez souvent très compliquées. C'est pour cette raison que des fonctions poids pour une fissure de forme quelconque n'ont pas encore été établies. Dans ce cas, une approche numérique par la méthode des éléments finis peut s'avérer nécessaire.

1.4.3. Evaluation du facteur d'intensité de contraintes par la méthode des éléments finis

Cette partie du manuscrit décrit deux familles de techniques intégrées fréquemment dans les codes de calculs par éléments finis commerciaux pour évaluer le FIC. Il s'agit des techniques d'extrapolation et des méthodes énergétiques. Les techniques d'extrapolation déduisent le FIC à partir du champ de déplacement ou de contrainte au voisinage de la fissure. Les méthodes énergétiques calculent le taux de restitution d'énergie permettant ensuite de déduire le FIC. L'avantage des méthodes énergétiques est qu'elles sont applicables aux matériaux au comportement non linéaire.

1.4.3.1 Techniques d'extrapolation

L'Equation I-1 permet de déduire la relation entre le facteur d'intensité de contraintes en mode I et la contrainte d'ouverture σ_{yy} pour un point situé sur le plan de fissuration ($\theta=0$) [22][24]

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} (\sigma_{yy} \sqrt{2\pi r})(\theta = 0) \quad (I.17)$$

K_I est également lié au déplacement d'un point situé sur la lèvres de fissure ($\theta=\pi$) [22][24][32]:

$$K_I = \frac{2\mu}{k+1} \lim_{r \rightarrow 0} \left\{ u_y \cdot \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \right\} (\theta = \pi) \quad (I.18)$$

Avec :

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

$k = \frac{3-\nu}{3+\nu}$ Sous l'hypothèse des contraintes planes et $k = 3-4\nu$ sous l'hypothèse des déformations planes

Ainsi, le FIC peut être calculé par la méthode des éléments finis en traçant K_I en fonction de r pour différents noeuds au voisinage de la pointe de fissure et, par extrapolation au point $r = 0$ (Figure I- 11).

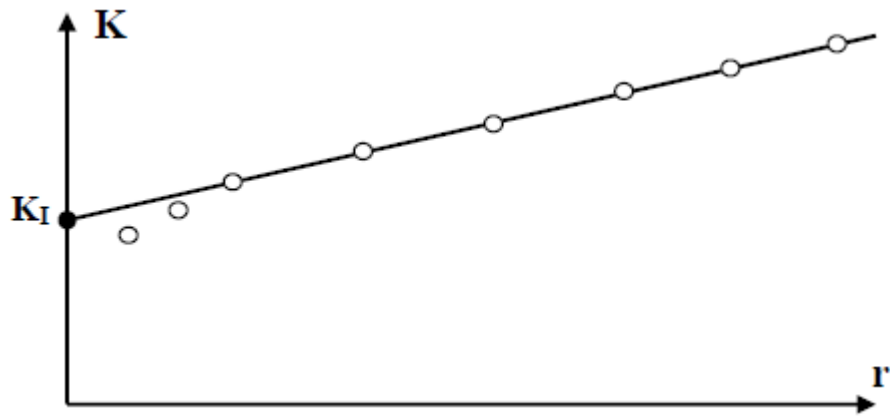


Figure I- 11: Principe des techniques d'extrapolation

Précisons que l'Equa.I-18 donne une estimation du facteur d'intensité de contraintes plus précise que l'Equa.I-17 car les déplacements aux noeuds peuvent être évalués avec un degré de précision plus élevé. Les techniques d'extrapolation sont simples à utiliser. Cependant, elles requièrent des maillages très fins pour obtenir une bonne estimation du FIC

1.4.3.2 Méthodes énergétiques

Le concept de taux de restitution d'énergie G a été évoqué la première fois par Irwin [33] pour un matériau élastique linéaire. Dans le cadre d'un comportement élastoplastique, on introduit la notion d'intégrale J :

$$J = - \frac{d\Pi}{dA} \quad (I.19)$$

Où $d\Pi$ est la variation de l'énergie potentielle due à l'avancée de la fissure, et dA est la variation de surface fissurée. Ainsi, dans le cas particulier d'un matériau au comportement élastique linéaire, nous avons évidemment $J=G$. Rice [34] a ensuite démontré que J peut être évaluée par une intégrale de contour:

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (I.20)$$

Avec :

Γ contour fermé entourant la fissure (Figure I- 12),

w densité d'énergie de déformation,

T_i composantes du vecteur de contraintes

u_i composantes du vecteur de déplacement.

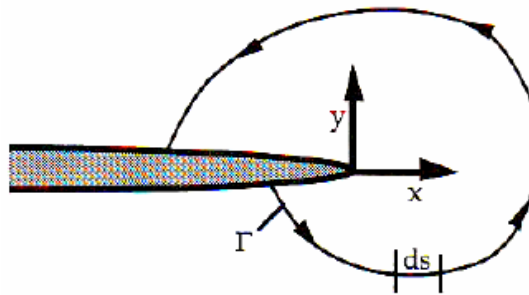


Figure I- 12: Choix arbitraire d'un contour fermé entourant la fissure

L'intégrale J est, mathématiquement, indépendante du contour choisi. Le calcul de J peut donc être réalisé loin de la pointe de fissure et de sa singularité, ce qui rend le calcul plus précis. Dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, nous avons en mode I de rupture:

$$J = G = \frac{k+1}{8\mu} K_I^2 \quad (I.21)$$

Avec $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$ module de cisaillement

$k = \frac{3-\nu}{1+\nu}$ Sous l'hypothèse des contraintes planes et $k = 3-4\nu$ sous l'hypothèse

des déformations planes

Ainsi, l'évaluation numérique de l'intégrale J permet d'obtenir K dans le cadre d'un comportement élastique linéaire. Il existe dans la littérature deux méthodes plus

largement utilisées pour évaluer numériquement l'intégrale J. La première méthode est la technique d'avancée virtuelle de la fissure développée par Parks [35]. Cette méthode est encore utilisée très fréquemment dans les études récentes [36]. La deuxième méthode s'appuie sur la détermination de l'intégrale J proposée par Rice [34].

1.4.4. Carck Tip Opening Displacement "CTOD"

L'utilisation de la mesure d'ouverture de fissure CTOD (Crack Tip Opening Displacement) comme paramètre de rupture a été proposée par Wells [37][38] et Cottrel [39]. Ce paramètre permet de surmonter quelques difficultés engendrées par l'influence de la plasticité sur le comportement des fissures pour des modèles de dimensions réduites.

L'ouverture en bout de fissure CTOD est définie comme étant le déplacement relatif des lèvres mesuré dans une direction normale au plan de la fissure et très près du fond de celle-ci [40]. L'ouverture de fissure est mesurée expérimentalement. Il n'existe donc, de ce fait, aucune restriction quant à son domaine d'utilisation. De nombreux auteurs en ont proposé des formulations analytiques issues de plusieurs modèles théoriques [41]. Ces formulations font souvent intervenir des coefficients de proportionnalité déterminés expérimentalement ou numériquement pour définir l'évolution du CTOD

En élastoplasticité, la pointe de la fissure s'émousse et certains auteurs [37] propose d'utiliser l'ouverture de fissure comme paramètre de mécanique de la rupture. Le CTOD, ou écartement de fissure δ , est ainsi défini à partir des déplacements de la pointe de fissure, mesurés à l'intersection de la frontière de la zone plastique avec les lèvres de la fissure (Figure I- 13.a). Il existe de nombreuses façons de calculer cet écartement δ [42]. Par exemple, Tracey propose de définir cet écartement comme l'intersection de deux droites passant à 45° de l'axe et des lèvres de la fissure (Figure I- 13.b) [43].

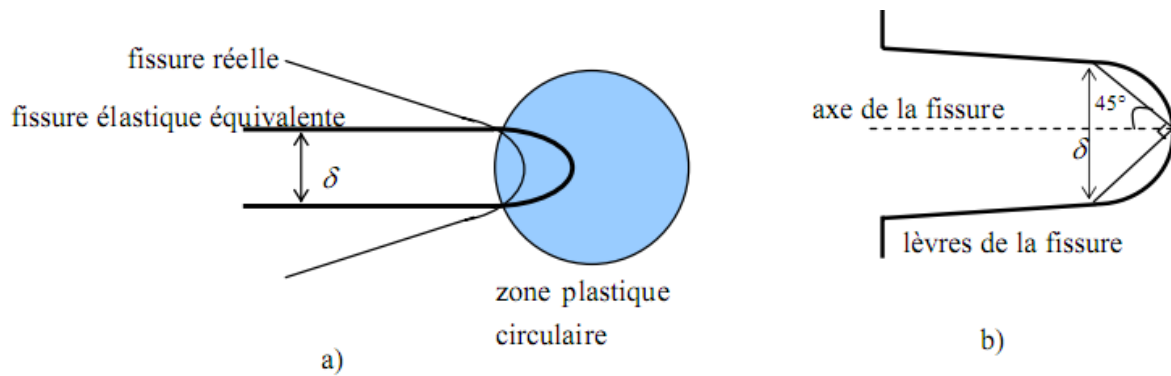


Figure I- 13: Ecartement de fissure δ (CTOD)

Il est ensuite possible de relier le CTOD au taux de restitution d'énergie, ou encore à l'intégrale J en utilisant la solution asymptotique HRR [44]:

$$\delta = d_n(\sigma_0, n) \frac{J}{\sigma_0} \quad (I.24)$$

Où d_n est un coefficient de proportionnalité sans dimension qui dépend fortement du coefficient d'écrouissage n , et peu de la limite d'élasticité σ_0

I.4.5. Propagation de fissures par fatigue

La mécanique de la rupture est un outil efficace qui permet aux concepteurs et aux ingénieurs de prendre en compte l'apparition des défauts dans les matériaux et d'éviter ainsi toute rupture brutale. Dans le cas de charges statiques ou monotones et en s'appuyant sur la ténacité du matériau considéré, les charges maximales que la structure contenant des défauts peut supporter peuvent être calculées. Inversement, lorsque l'on connaît la valeur de charge agissant sur la structure, on peut déduire la taille critique des défauts tolérables.

La fissure peut croître lorsque $K < K_{IC}$ lors d'un chargement cyclique. On définit alors les valeurs des facteurs d'intensité de contraintes K_{min} , K_{max} et ΔK associées à σ_{min} , σ_{max} et $\Delta\sigma$ pendant un cycle. Sur les Figure I- 14 et 15 sont présentés ces paramètres pour le cas d'une plaque rectangulaire avec une fissure centrale de taille $2a$.

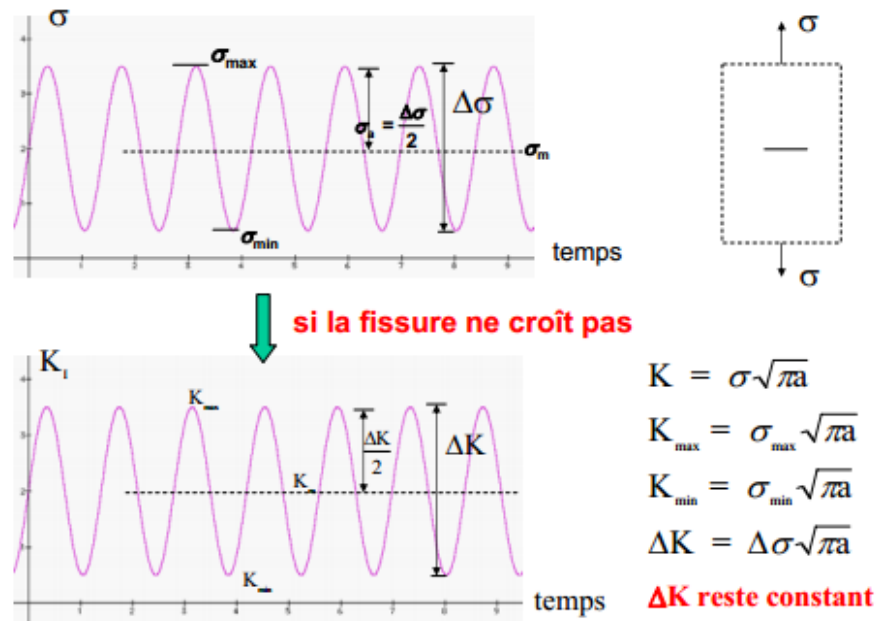


Figure I- 14: Contrainte cyclique – relation avec le FIC lorsque a reste constant

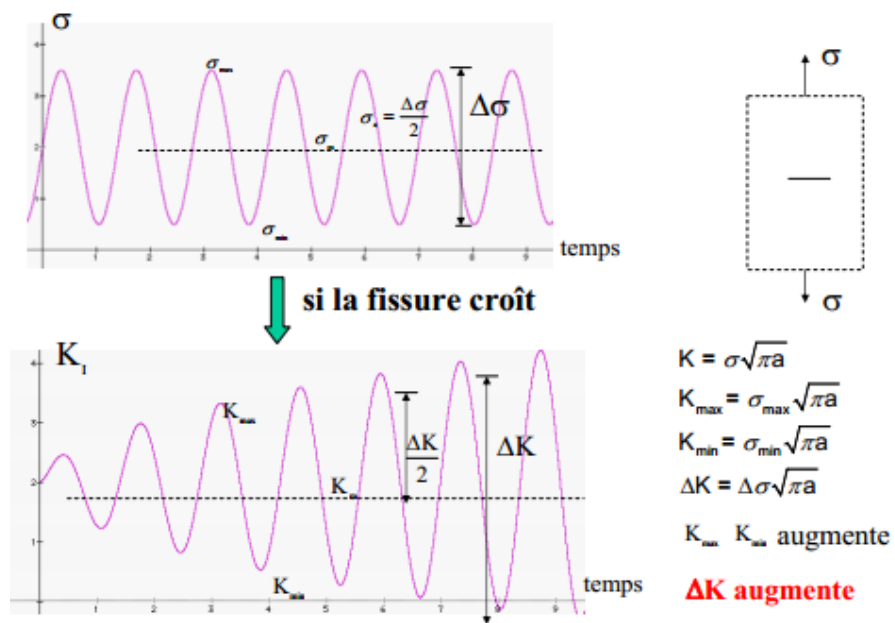


Figure I- 15: Contrainte cyclique – relation avec le FIC lorsque a augmente

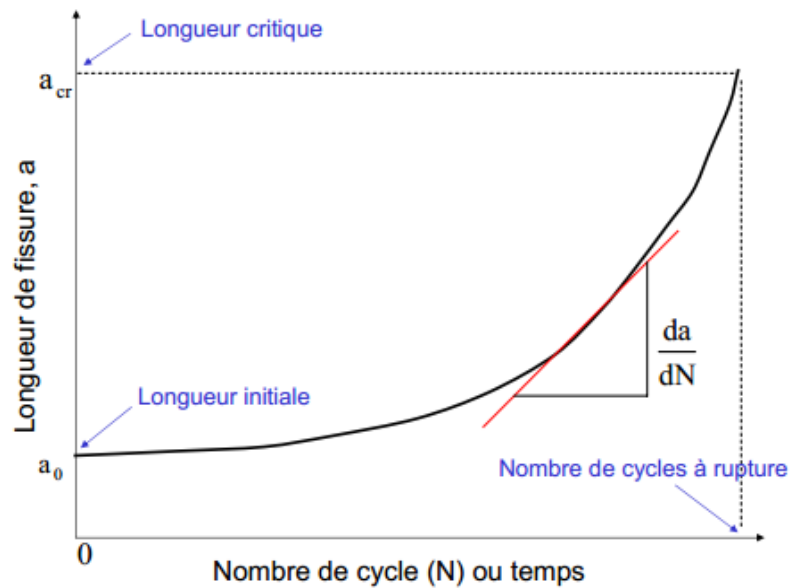


Figure I- 16: Longueur de fissure en fonction du nombre de cycle

La Figure I- 16 permet de définir la vitesse de fissuration da/dN , comme étant la tangente de la courbe.

1.4.6. Caractérisation de la propagation de fissure

La propagation de la fissure représente la majeure partie de la durée de vie en fatigue du composant. En appliquant les principes de la mécanique de la rupture, il est possible de prévoir le nombre de cycles faisant croître une fissure d'une certaine longueur à la rupture finale [45].

L'industrie aéronautique concentre ses efforts pour comprendre et de prédire la croissance des fissures de fatigue. Elle a mis au point la technique du fail-safe. Dans cette approche, un composant est conçu de manière à ce qu'une fissure puisse se former mais qu'elle n'atteigne jamais une taille critique. Ainsi, en connaissant les caractéristiques du matériau et en procédant à des inspections régulières, un composant fissuré peut être maintenu en service pendant une durée de vie utile. Ce concept (concept fail safe) est illustré schématiquement sur la Figure I- 17.

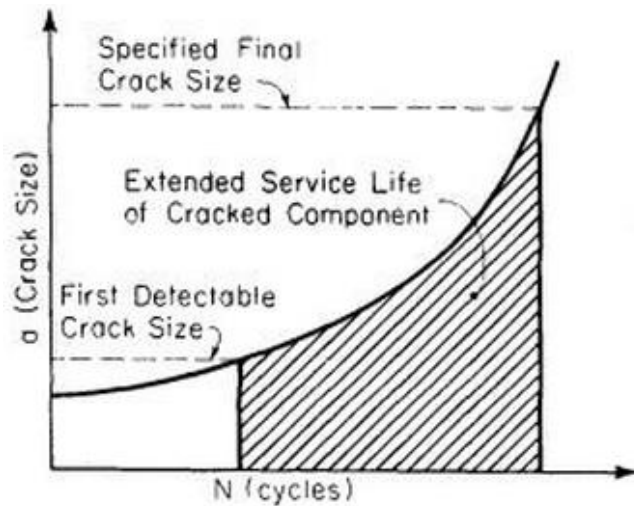


Figure I- 17: Durée de vie prolongée d'un composant fissuré

Des données typiques de propagation de fissure sous chargement d'amplitude constante sont présentés sur la la [Figure I- 18](#).

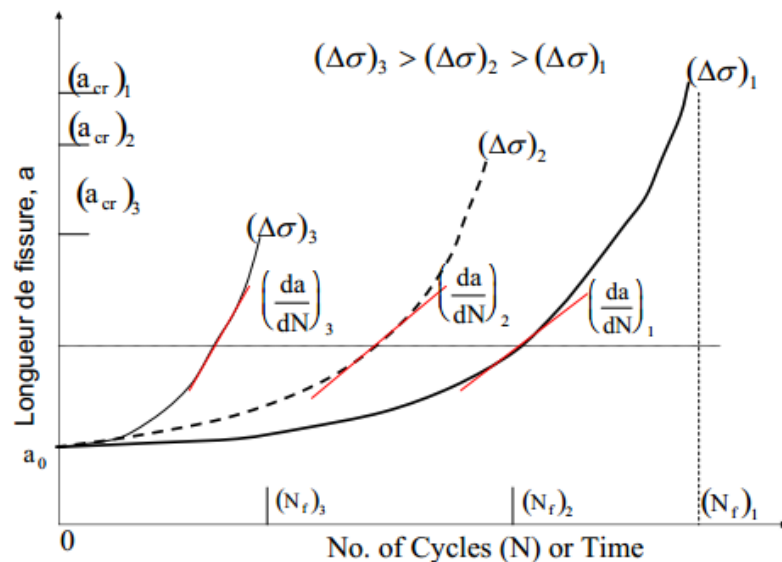


Figure I- 18: Croissance de la fissure en fonction de la contrainte

La longueur de la fissure, a , est tracée en fonction du nombre de cycles correspondant, N , à laquelle la fissure a été mesurée. On constate que la vitesse de propagation dépend de l'amplitude de contrainte

Les mécanismes de fatigue montrent qu'il faut bien souvent tenir compte non seulement de la possibilité d'amorçage de fissures, mais également évaluer leur propagation éventuelle, afin de s'assurer que les fissures n'atteignent pas la longueur critique qui entraînera inévitablement une rupture brutale de la pièce. Pour cela, il

est nécessaire de disposer de données quantitatives caractérisant la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue.

I.5. Facteur gouvernant la propagation des fissures de fatigue

Divers paramètres mécaniques et microstructuraux gouvernant la croissance des fissures de fatigue ont été étudiés. Les paramètres les plus influents peuvent être classés en deux groupes, le premier groupe dépend du matériau à étudier et le second groupe dépend des conditions de fissuration adoptées

En général, on identifie 3 domaines de fissuration comme sur la figure [Figure I- 19](#)

- **Domaine I** : Ce domaine correspond aux faibles vitesses de fissuration ($da/dN < 10^{-9}$ m/cycle pour les alliages d'aluminium). Il est caractérisé par l'existence d'un seuil de non fissuration, ΔK_{seuil} . Pour les valeurs de ΔK inférieures à cette valeur seuil, une fissure longue cesse de se propager.

- **Domaine II** : Appelé régime de Paris. La vitesse de propagation varie linéairement avec ΔK en échelle bi-logarithmique. La fissure se propage le plus souvent dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué. Ce régime est caractérisé par l'accélération progressive de la vitesse de propagation lorsque ΔK augmente. Paris et al. [56] ont relié la vitesse de propagation et l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK par une relation de type puissance, appelée lois de Paris.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (I.25)$$

On a ainsi une relation linéaire sur une échelle bi-logarithmique. Ce domaine s'étend depuis la fin du domaine I jusqu'à des vitesses de l'ordre de 10^{-6} m/cycle pour les alliages d'aluminium.

- **Domaine III** : Pour les vitesses supérieures, la courbe corrélant da/dN et ΔK montre une nette inflexion à l'approche des conditions de rupture statique, soit $K_{max} = K_c$, K_c étant la ténacité à la rupture.

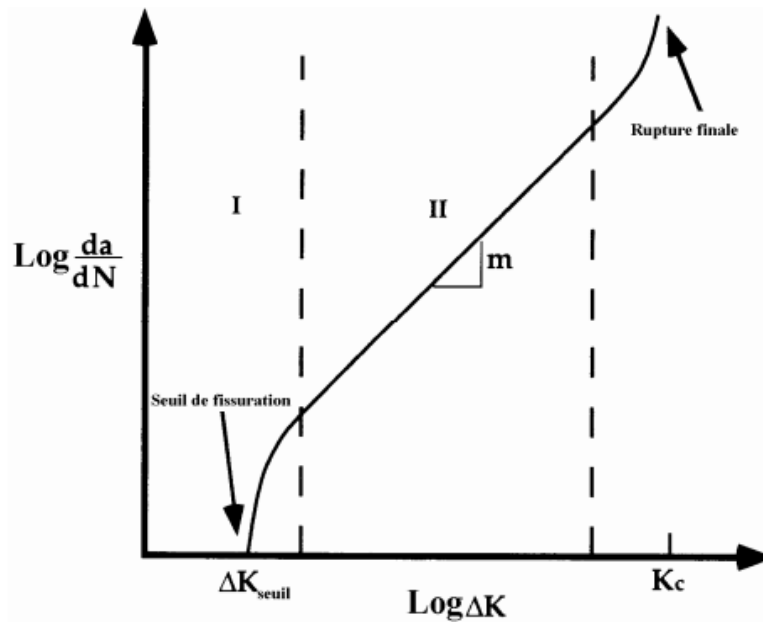


Figure I- 19: Régimes de propagation des fissures de fatigue

Des paramètres internes et externes peuvent avoir des influences sur la résistance à la fissuration (cf. [Tableau I- 1](#)) [61]

Tableau I- 1: Influence des paramètres

Influence des paramètres		Domaine		
		I	II	III
Externes	Niveau moyen de sollicitation	Forte	Faible	Forte
	Environnement	Forte	Faible	Faible
Internes	Microstructure (taille des grains)	Forte	Faible	Forte
	Comportement élastoplastique	Faible	Forte	Forte

Nous allons maintenant étudier brièvement l'influence de certains de ces paramètres en particulier dans les domaines I et II de la fissuration.

1.5.1. Influence du rapport de charge (R)

Lorsque le rapport de charge R augmente, la vitesse de fissuration croît pour un même ΔK , mais les courbes $da/dN - \Delta K$ possèdent le même profil [46][47][48]. Autrement dit, quand un matériau est sollicité à R élevé, sa résistance à la fissuration est plus faible ; par contre, ceci a un effet bénéfique sur la durée de vie exprimée en fonction de la contrainte maximale.

De tous les paramètres extrinsèques, le niveau moyen de sollicitation et par conséquent le rapport de charge R est certainement celui qui a le plus d'effet sur les vitesses de fissuration et sur le seuil de propagation. C'est pourquoi son influence a été une des plus étudiées.

De multiples lois empiriques ont été proposées pour introduire ce paramètre R . La relation générale de la loi de propagation est du type:

$$da / dN = f(R, K, C, m) \quad (I.26)$$

Où C et m dépendent du matériau à étudier.

Les formes typiques des courbes da/dN en fonction de ΔK en échelle log-log représentées schématiquement sur la [Figure I- 20](#), ont une forme sigmoïdale qui peut être divisée en trois régions [\[49\]](#).

- La région I est la région du proche-seuil, dans laquelle la vitesse de fissuration augmente rapidement et semble approcher une asymptote ΔK_{th} , une valeur limite inférieure ΔK en dessous de laquelle aucune croissance de fissure peut avoir lieu.
- La région II (régime intermédiaire) correspond à une croissance stable de la fissure macroscopique.
- La région III est associée à la croissance rapide de la fissure juste avant la rupture finale et est contrôlée principalement par K_c .

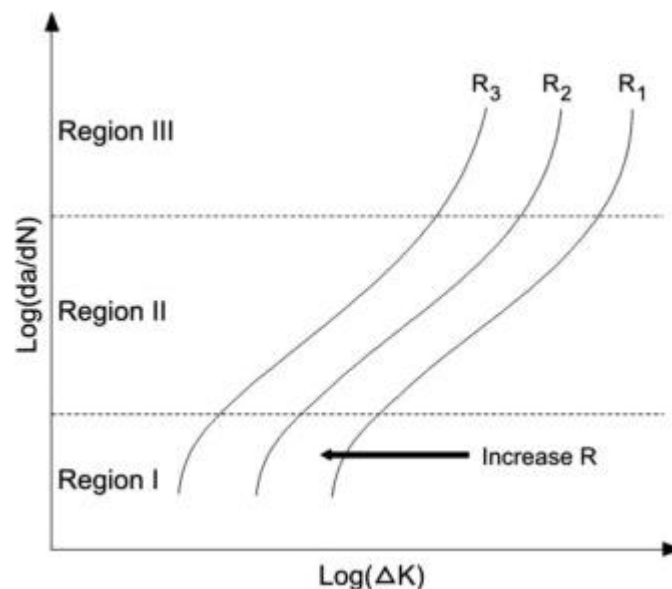


Figure I- 20: Influence du rapport R

1.5.2. Influence de l'environnement

On entend généralement par effet de l'environnement l'action du milieu corrosif sur le matériau : air sec ou humide, oxygène, vapeur d'eau, hydrogène... Cet effet se manifeste à la fois sur les durées de vie, sur les vitesses de propagation des fissures et sur les faciès de rupture, comparés à ceux obtenus sous vide ou atmosphère neutre [50]. La fatigue-corrosion est un phénomène d'endommagement qui résulte de l'action combinée d'un milieu agressif et d'une charge cyclique. D'une façon générale, la durée de vie d'une pièce soumise à la fatigue-corrosion est d'autant plus faible que la contrainte est élevée [51]. Mais une contrainte faible peut suffire pour faire apparaître le phénomène bien qu'il existe souvent un seuil de non-fissuration.

Papakyriacou [52] a remarqué sur quatre matériaux différents (titane, tantale, niobium, Ti-6Al-7Nb) que les propriétés de fatigue se détériorent et les limites d'endurance diminuent de façon significative si les essais sont effectués dans un fluide corrosif au lieu de l'air ambiant.

Dans un alliage d'aluminium 7178-T6, Chub [54] montre que la vitesse de propagation des fissures de fatigue dans un milieu humide est supérieure à celle d'un milieu sec. En plus, la corrosion d'exfoliation entraîne une augmentation de la vitesse de propagation des fissures de fatigue dans un environnement sec avec un facteur variant de deux à cinq pour des petites valeurs de ΔK . Par contre, il n'y a pas d'effet de la corrosion d'exfoliation aux valeurs élevées de ΔK . La ténacité de l'alliage est légèrement réduite par l'action de la corrosion d'exfoliation à la pointe de la fissure, cette légère réduction est attribuée à la diminution de l'épaisseur du matériau [54]. D'autres études, menées sur des alliages d'aluminium 707, montre que le seuil de propagation à l'air ambiant est plus faible que celui obtenu sous vide [55]. L'action de l'environnement est attribuée à la fragilisation par l'hydrogène provenant de l'adsorption et de la dissociation des molécules de vapeur d'eau sur les surfaces nouvellement créées par fissuration.

Les observations menées par Wadsworth [56] et Bradshaw [57] sur le comportement en fatigue d'un alliage d'aluminium montrent une accélération de la vitesse de fissuration en présence de vapeur d'eau et sous atmosphère humide, ce qui réduit les durées de vie par rapport à des essais menés sous atmosphère sèche. Les mêmes constatations sont faites par Demulsant [58] qui montre que les durées

de vie sont plus grandes sous vide que sous air, pour tous les alliages de titane étudiés et pour les aciers inoxydables [59].

Zeghloul [60] a effectué une étude comparative à l'air, sous vide et sous azote sur les alliages 7020-T651 et le 2618-T651. Sur la base de ses résultats, cet auteur montre que le comportement sous azote à 40 Hertz est semblable à celui obtenu sous vide pour les fortes valeurs de ΔK . Pour les faibles valeurs de ΔK , la courbe de fissuration sous azote passe de celle obtenue sous vide à celle obtenue à l'air. La Figure I- 21 montre un exemple des résultats obtenus.

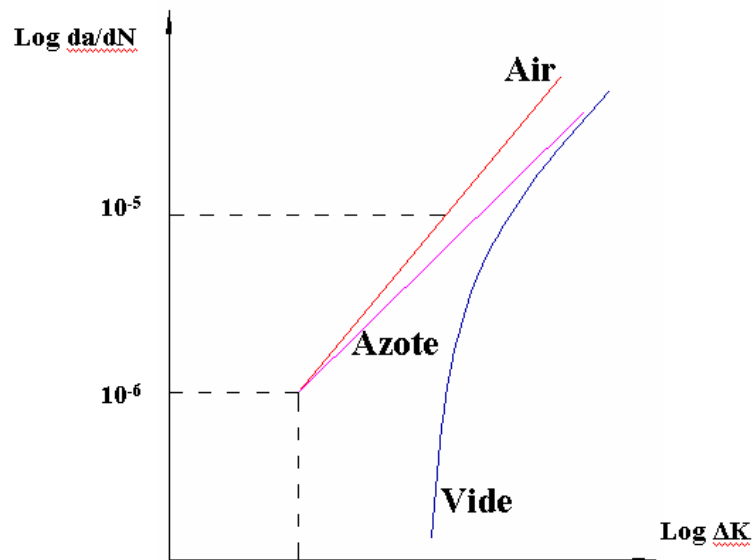


Figure I- 21: Evolution schématique de la vitesse de fissuration à l'air, sous vide et sous azote [61]

Pour tous les cas étudiés la vitesse de fissuration au moment de cette transition est d'environ 5.10^{-6} mm/cycle. La valeur de ΔK_s sous azote peut être dans certains cas ($R=0,1$) supérieure à celle obtenue sous air. Ces résultats montrent que l'élément principal gouvernant l'action de l'environnement sur l'aluminium et ses alliages est la vapeur d'eau, même présente en très faibles quantités. L'influence de la fréquence constatée par Zeghloul [60] montre bien que ce processus est activé

L'effet de l'environnement se manifeste sur les faciès de rupture aussi bien à l'échelle microscopique qu'à l'échelle macroscopique. En général, un milieu agressif donne des surfaces de rupture plus "brillantes" que sous vide. A l'échelle microscopique sous environnements agressifs, les faciès d'un aspect de clivage ou pseudo-clivage à une configuration de stries, puis de cupules quand la vitesse de

fissuration croît [63]. Ranganathan & al [64] ont signalé la formation de marquages réguliers sur la surface des ruptures sous vide dans l'alliage 2024-T351. La distance entre ces marquages est partiellement indépendante de la vitesse macroscopique de fissuration ce qui les distingue des stries observées sous air dont la distance est sensiblement égale à la vitesse de fissuration.

Davidson et Lankford [65] ont observé les faciès de rupture d'alliage d'aluminium obtenus par métallurgie des poudres MA87 (1,5% Cu, 2,5% Mg, 6,5% Zn, 0,8% Co). Ils ont trouvé des stries ou des marquages pour une gamme de vitesses qui s'étend de $5 \cdot 10^{-5}$ à 10^{-3} mm/cycle à l'air et de 10^{-6} à 10^{-4} mm/cycle sous vide.

La durée de vie augmente avec la diminution de la température ou à faible charge; par conséquent, la fatigue est plus présente à température élevée qu'à température ambiante [66][67].

En résumé, l'extension d'une fissure dans un milieu corrosif fait l'objet d'une compétition entre deux mécanismes de base: d'un côté, la fragilisation par la présence d'un milieu agressif qui accélère la vitesse de propagation d'une fissure [68]; de l'autre, le phénomène de fermeture (rugosité et oxydation) qui contribue à la ralentir. En effet, l'effet de fermeture dû à la rugosité peut diminuer les possibilités d'accès en pointe de fissure et ainsi limiter l'effet de la fragilisation. De plus, les dépôts d'oxydes, qui se forment sur les surfaces fraîchement créées, peuvent agir comme des protecteurs, et donc améliorer la résistance à la fragilisation [69].

1.5.3. Influence de la surcharge

Les structures en service sont soumises à des chargements dont l'amplitude varie le plus souvent au cours du temps. Ces différences de niveaux de cycles de chargement entraînent des conséquences sur la propagation de fissure pouvant conduire à des accélérations ou des ralentissements significatifs. En effet, l'application brusque d'une surcharge au cours d'un essai de propagation de fissure de fatigue sous un chargement d'amplitude constante provoque un retard sur la propagation de fissure, c'est à dire que la fissure s'arrête et ne redémarre qu'après un grand nombre de cycles (Figure I- 22). Ce phénomène résulte de la formation d'une zone plastique importante au moment de la surcharge et de contraintes résiduelles de fermeture importantes. De ce fait, la contrainte d'ouverture augmente beaucoup. De même, si une sous-charge intervient dans ce type de chargement, une

accélération de la vitesse de propagation peut être observée. Par conséquent, par son effet bénéfique sur la durée de vie en fatigue, la surcharge peut être considérée comme un moyen de "réparation" lors de l'apparition d'une fissure. Toutes les études s'accordent pour confirmer que le retard est une fonction croissante de l'amplitude de surcharge [70][71][72].

L'étude menée par Decoopman [73] montre que le retard occasionnel après surcharge peut être expliqué par une combinaison des mécanismes suivants : les contraintes résiduelles à l'intérieur de la zone plastique, la fermeture induite par la plasticité et la déviation du trajet de la fissure.

Desforges [72] a effectué des mesures de contraintes en pointe de fissure après une surcharge par une méthode utilisant la diffraction des rayons X sur un acier E550. Les résultats montrent que les retards observés sur des essais sous chargement d'amplitude variable simplifié (surcharges répétées) sont attribués à une modification du champ de contrainte en pointe de fissure, c'est à dire que les surcharges engendrent des contraintes de compression qui diminuent le niveau de contrainte en pointe de fissure. Mais lorsqu'une sous-charge précède une surcharge, il y a peu d'influence sur le retard provoqué par la surcharge ; dans le cas contraire, il est généralement constaté une réduction de l'effet de retard qui résulte de la surcharge [72]. L'effet d'une surcharge appliquée à une fissure créée sous chargement d'amplitude constante se manifeste sous la forme d'un ralentissement ou d'un retard voire même d'un arrêt définitif de la fissure. Il existe une valeur du taux de surcharge ($\tau_{\min}$) en dessous de laquelle aucun effet de retard n'est observé et une valeur maximale ($\tau_{\max}$) à partir de laquelle un retard devient un blocage définitif

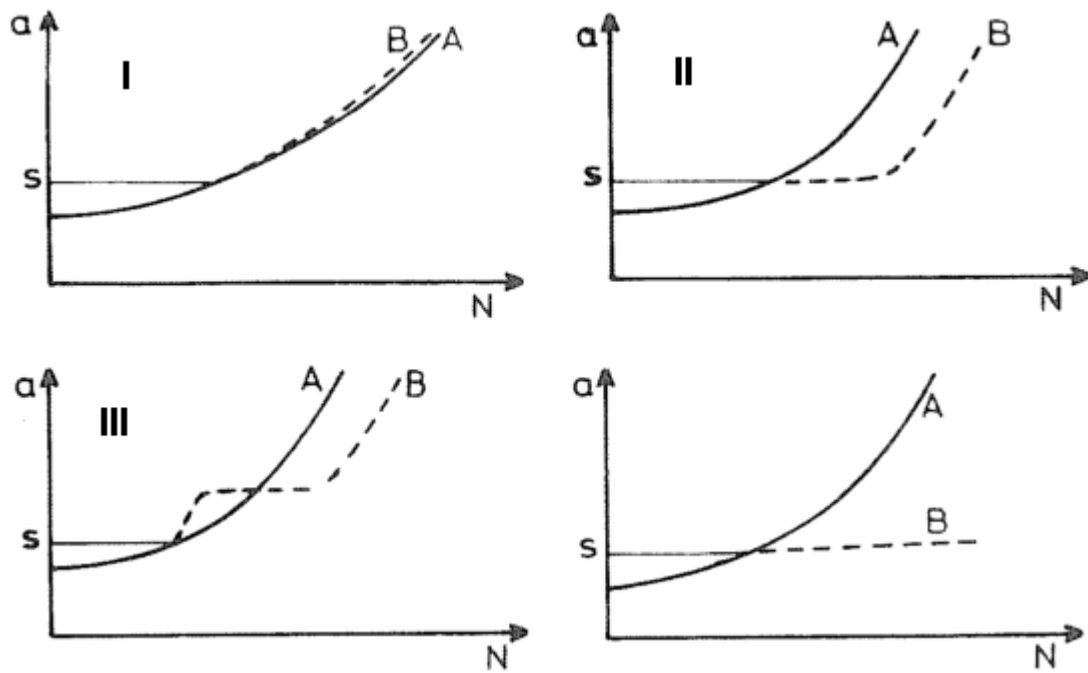


Figure I- 22: Différents types du comportement au retard

I: retard perdu, II: retard, III: retard différé et IV: blocage [74]

Différents travaux ont été effectués pour contribuer à allonger la durée de vie en réparant les fissures existantes observées dans la structure. Les résultats montrent que l'application d'un ou plusieurs cycles de surcharges conduits à retarder la propagation de la fissure voire à l'arrêter. On peut également trouver des techniques telles que l'infiltration d'une résine ou la création d'un trou en aval de l'extrémité de la fissure. En résumé, l'application d'une surcharge provoque un retard sur la vitesse de fissuration. En dessous d'une certaine valeur de taux de surcharge $\tau_{\min}$, il n'y a pas d'effet retard, et à partir d'une valeur maximale $\tau_{\max}$, la fissure peut être complètement bloquée si la surcharge est de traction [75].

Dans le cadre de cette étude, nous allons faire une étude de la zone plastifiée créée par une surcharge [76].

1.5.4. Influence de la microstructure sur le comportement en fatigue des matériaux

Une influence significative de la microstructure sur les vitesses de fissuration est observée, en particulier au voisinage du seuil. Sous air cette influence est couplée à celle de l'environnement ce qui rend difficile l'analyse des micromécanismes mis en jeu [61].

Les nombreuses études concernant ce problème ont fait apparaître que cette influence était due à plusieurs facteurs parmi lesquels:

- La nature du glissement
- La loi de comportement cyclique du matériau
- Le chemin de fissuration

I.6. Modèles de fissuration

I.6.1. Lois de paris

Dans le domaine II, défini en [Figure I- 19](#), on identifie la loi de Paris

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (I.27)$$

Où C et m sont des paramètres expérimentaux dépendant du matériau et des conditions d'essai (rapport de charge, environnement ...).

Cependant, la loi de Paris n'est pas universellement applicable. Les travaux d'Elber [77] ont montré que le rôle de la fermeture doit être pris en compte pour décrire le comportement d'une fissure de fatigue. Ce phénomène consiste en la remise en contact des lèvres de la fissure lorsque la charge cyclique devient faible. La partie du cycle de chargement au cours de laquelle la fissure est fermée est considérée comme inopérante pour le mécanisme de propagation (cf. [Figure I- 23](#)).

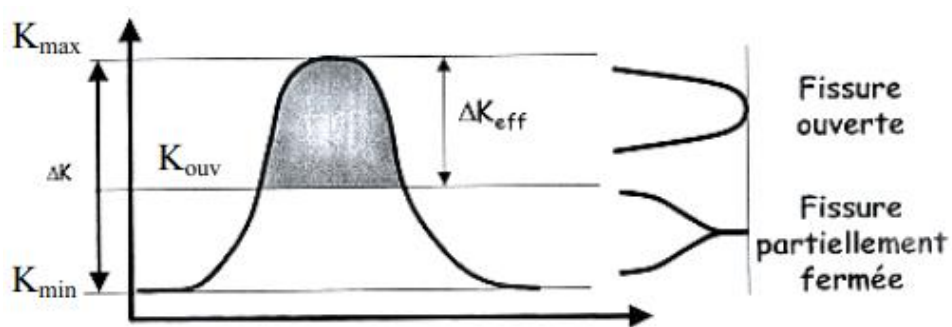


Figure I- 23: Mécanisme de propagation

L'effet de fermeture est attribué à trois effets distincts :

- La déformation résiduelle dans le sillage plastique de la fissure
- La rugosité des faciès de rupture
- L'oxydation des surfaces de rupture

Elber a donc proposé de définir une valeur effective du chargement avec une amplitude effective du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{ouv}}$. Une correction de l'équation de Paris est alors introduite :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}})^m \quad (1.27)$$

Même si la littérature abonde d'articles traitant des multiples causes de la fermeture, la définition et la mesure de fermeture reste délicate et il n'y a pour le moment pas de consensus.

1.6.2. Lois de Forman

Pour tenir compte de l'augmentation asymptotique de la vitesse de fissuration quand K_{max} tend vers K_C (la valeur critique correspondant à la rupture finale). Forman a proposé la relation suivante :

$$\frac{da}{dN} = \frac{B \cdot \Delta K^n}{(1-R)(K_C - K_{\text{max}})} \quad (1.28)$$

Où B est une constante du matériau.

Cette loi, vérifiée sur plusieurs alliages d'aluminium, est couramment utilisée dans l'aéronautique pour da/dN supérieur à 10^{-5} mm/cycle et n de l'ordre de 4. Toutefois, elle ne semble pas décrire convenablement le comportement des aciers où l'effet du rapport (R) est généralement moins marqué. On voit que dans la relation (1.28) $da/dN \rightarrow \infty$ quand $K_{\text{max}} \rightarrow K_C$. Cette relation ne tient pas compte de l'existence d'un seuil de fissuration. Ranganathan et al [64], se sont intéressés à la détermination des constantes B et n du 2024T351 d'une éprouvette CT75 et d'épaisseur 12 mm. A partir d'une régression utilisant la méthode des moindres carrées et un coefficient de corrélation de l'ordre de 0.929, les valeurs des constantes sont :

$$B = 5,22 \cdot 10^{-10} \text{ et } n = 3,61 \text{ pour un } K_C \text{ de } 54 \text{ MPa.m}^{1/2}$$

1.6.3. Modèle basé sur l'ouverture en pointe de fissure

Ce modèle repose sur l'hypothèse selon laquelle la fissure se propage par glissement en pointe de fissure dans des directions orientées à 45^0 par rapport à la direction générale de propagation. Dans ces conditions l'avancement de la fissure est égal à la moitié de l'ouverture en pointe de fissure [64].

$$\text{Soit : } \frac{da}{dN} = \frac{1}{8} \cdot \frac{\Delta K^2}{E R_e} \quad (I.29)$$

E : Le module de Young

R_e : La limite élastique du matériau

1.6.4. Modèle fondé sur l'écrouissage cyclique en pointe de fissure

Ce modèle dû à Mc.Clintock [61][71] est basé sur la définition d'une zone d'endommagement en tête de fissure dans laquelle la rupture se fait par un cumul du damage. Il considère que la déformation plastique ε_p est inversement proportionnelle à la distance par rapport au bout de fissure soit :

$$\varepsilon_p = \varepsilon_e \left(\frac{R}{r} - 1 \right) \quad (I.30)$$

Avec : R, le rayon de la zone plastifiée ; ε_e , la déformation correspondant à R_e.

Le nombre de cycles N nécessaires à la rupture de cet élément est donné par :

$$N_f = 4 \left(\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_f} \right)^{1/p} dN \quad (I.31)$$

Considérant une loi du type Manson-Coffin on obtient la relation:

$$\frac{da}{dN} = \frac{7.5}{16} \cdot \frac{\Delta K^4}{\varepsilon_f E R_e^2} \quad (I.32)$$

où ε_f est la déformation à la rupture.

1.6.5. Modèle énergétique de la fissuration

La prédiction de la durée de vie des composants mécaniques dans les systèmes industriels ou de transport est toujours un sujet d'intérêt. Pour comprendre comment le phénomène de fatigue se produit dans un matériau, la propagation de la fissure est étudiée. L'approche énergétique pour modéliser la propagation des fissures de fatigue a été développée par Weertman [78] [79]. Il a montré que la croissance de fissure est corrélée à l'énergie nécessaire pour créer une nouvelle surface à la pointe de la fissure, γ_0 :

$$\frac{da}{dN} = \frac{A \Delta K^4}{\mu \sigma_c^2 \gamma_0} \quad (I.33)$$

Où :

μ : Le module de cisaillement de la matière

σ_c : La limite élastique cyclique

γ_0 : L'énergie critique pour créer une unité de la surface

A: une constante

Cette approche a connu plusieurs développements :

Selon les études de Ranganathan [71], ce modèle doit être modifié pour tenir compte des mécanismes de fissuration et de la zone plastique en tête de fissure. En effet, dans les matériaux ductiles l'énergie dépensée, U, dans la zone plastifiée est d'environ 10^5 fois supérieure à l'énergie de séparation des atomes. Des constats similaires ont été faits par Fine et al [103]. Il a proposé que le paramètre γ_0 soit remplacé par U. De plus, le paramètre U n'est constant que dans le domaine de fissuration où la fissure avance pour chaque cycle, par formation de stries.

Pour l'alliage 2024 T351, il démontre une relation unique, couvrant 7 décades de fissuration, indépendant du milieu ambiant entre la vitesse de fissuration, ΔK^4 et U. Il détermine la valeur de la constante A égale à : $(2,5 \pm 0,9).10^{-3}$

Klingbeil et al [0] ont proposé une modification des modèles ci-dessus: La croissance de la fissure est liée à l'énergie plastique dissipée par cycle [78].

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{G_c} \cdot \frac{dW}{dN} \quad (I.34)$$

où $G_c = \frac{K_c^2}{E}$ la limite énergétique de libération

$\frac{dW}{dN}$: L'énergie plastique dissipée par cycle

On constate que plusieurs modèles de fatigue, font appel à une modélisation de la zone plastique en tête d'une fissure.

I.7. La zone plastique au fond de fissure de fatigue

I.7.1. Définition de la zone plastique

La zone plastique en fond de fissure joue un rôle important dans la détermination de l'amorçage et la propagation de la fissure [80][81][82][83][84]. Par conséquent, il est important de connaître la taille et la forme exactes de la zone plastique en fond de la fissure de fatigue et comment elle change sous l'effet de la charge. Les contraintes élevées autour du fond de la fissure dépassent la limite

élastique des matériaux et induisent un petit volume de déformation plastique appelé zone plastique en pointe de fissure (PZ). Cette zone plastique protège la pointe de fissure pour des contraintes élevées. Si la PZ est grande, une grande quantité d'énergie est dissipée au cours de la propagation de la fissure et quand la PZ est petite, la propagation des fissures nécessite moins d'énergie. Ainsi, la taille de la zone plastique est directement liée à la ténacité du matériau. Cette partie présente la définition de la zone plastique et les techniques actuelles pour l'estimation et la mesure de la zone plastique au voisinage proche de la pointe de fissure.

Les Figure I- 24.a, b schématisent la variation des contraintes au bout de la fissure au cours d'un cycle de sollicitation et les variations des contraintes élastiques et plastiques lors de la formation de la zone plastifiée.

Lors de l'augmentation de charge de 1 à 2 (Figure I- 24.a), le matériau en pointe de fissure se plastifie lorsque les contraintes locales atteignent la limite d'élasticité. Le comportement du matériau dans ce processus est montré sur la Figure I- 24.b. Le processus induit une déformation plastique comme sur la Figure I- 25, elle est appelée zone plastique monotone. L'estimation théorique [85] de la taille de la zone plastique en fond de fissure sous le mode I de chargement est donnée par l'équation suivante.

$$r_p = \alpha \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (I.35)$$

La taille maximale de la zone plastique monotone r_p pour tous les matériaux est relié linéairement à $(K_{\max}/\sigma_y)^2$. Pour la plupart des matériaux, le coefficient α est compris entre 0,05 et 0,14. Des exceptions notables sont à relever pour les alliages d'aluminium 2024-T3, 2024-T4, 7075-T6 avec des valeurs respectivement égales à 0,3 ; 0,25 ; 0,4

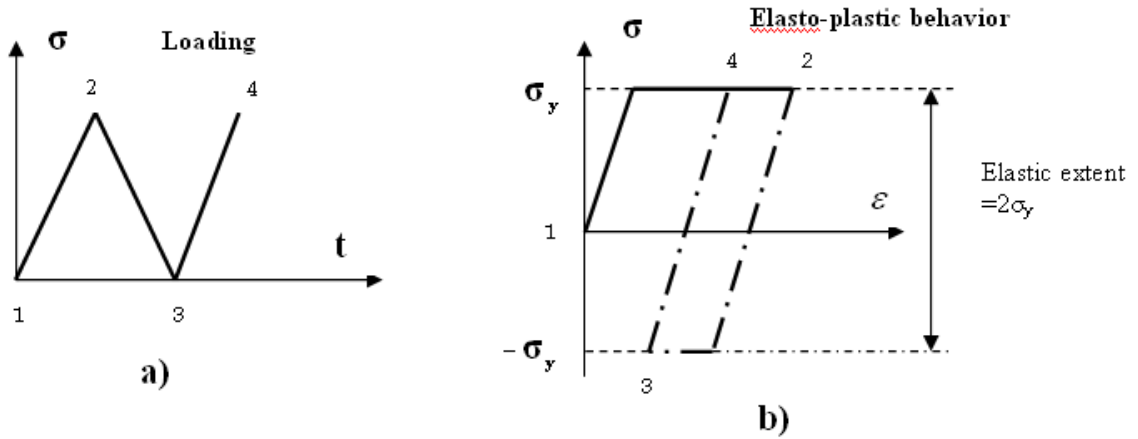


Figure I- 24: Variations de contraintes en bout de fissure au cours de la plastification

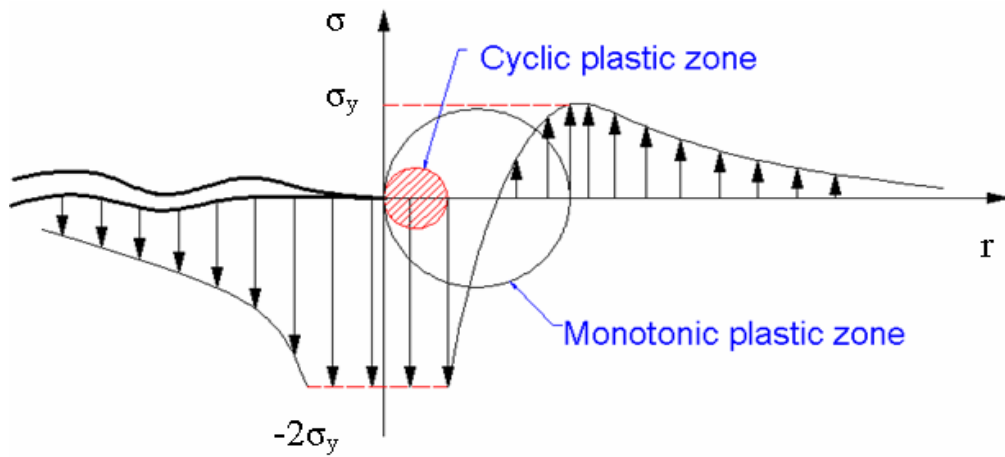


Figure I- 25: illustration schématique de la zone plastique au fond de fissure

Dans un cycle de fatigue, lorsque la charge diminue de 2 à 3 (Figure I- 24.a), une déformation plastique de compression apparaît en fond de fissure. La déformation plastique de compression se produit lorsque l'amplitude de la contrainte de compression en fond de fissure est égale au double de la limite d'élasticité (voir Figure I- 24b). L'apparition de la zone de déformation plastique cyclique est appelée la zone plastique cyclique (voir Figure I- 25). Le rayon de cette zone est donné par une relation similaire à l'équation I.35 en remplaçant K par ΔK et σ_y par $2\sigma_y$. Ainsi:

$$r_{cp} = \alpha \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (I.36)$$

Izumi et al [1] ont suggéré:

$$r_{cp} = \alpha' \left(\frac{\Delta K}{\sigma_c} \right)^2 \quad (I.37)$$

Où :

$$\alpha' = (1,48 \pm 0,55) \cdot 10^{-1}$$

σ_c : La limite élastique cyclique

Cette zone plastique cyclique est quatre fois plus petite que la zone plastique monotone dans le cas d'un rapport de charge $R = 0,1$. En général, la relation entre la zone plastique cyclique et monotone est donnée par [86]:

$$\rho(\text{cyclic} / \text{monotone}) = \frac{(1 - R)^2}{4} \quad (I.38)$$

1.7.2. Quelques modèles théoriques pour estimer la taille de la zone plastique

1.7.2.1. La taille de la zone plastique par le modèle d'Irwin

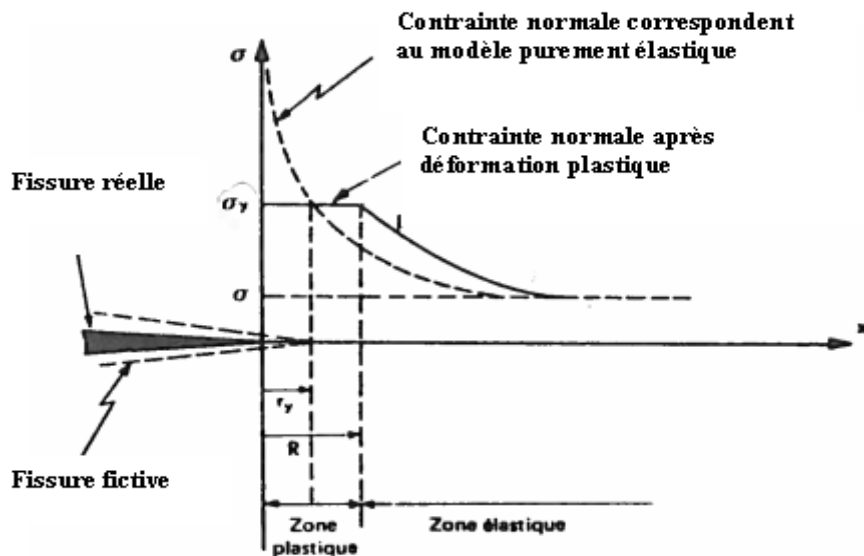


Figure I- 26: Modèle d'Irwin de la zone déformée plastiquement

Pour un matériau homogène sous mode-I, le modèle très connu d'Irwin [87][88] suppose que la forme de la zone plastique de dimension R est circulaire, la contrainte normale étant égale à la limite d'élasticité σ_y (Figure I- 26).

$$\left. \begin{aligned} r_y &= \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad \text{Sous l'hypothèse des contraintes planes} \\ r_y &= \frac{1}{6\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad \text{Sous l'hypothèse des déformations planes} \end{aligned} \right\} \quad (I. 39)$$

1.7.2.2. La taille de la zone plastique par le modèle d'Rice

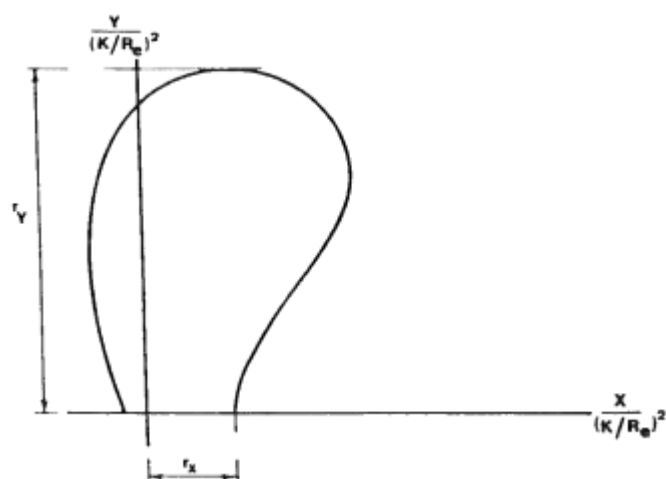


Figure I- 27: Forme de la zone plastifiée en pointe de fissure d'après modèle de Rice

En mode I et sous l'hypothèse des déformations planes, Rice [89] a montré que la zone plastifiée déterminée par calcul à l'aide des éléments finis, prend la forme de deux ailes. Dans ce cas les dimensions de la zone plastifiée (Figure I- 27) sont :

$$\left. \begin{aligned} r_y &= 0,15 \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \\ r_x &= 0,036 \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \end{aligned} \right\} \quad (I. 40)$$

1.7.2.3. La taille de la zone plastique par le modèle de Dugdale

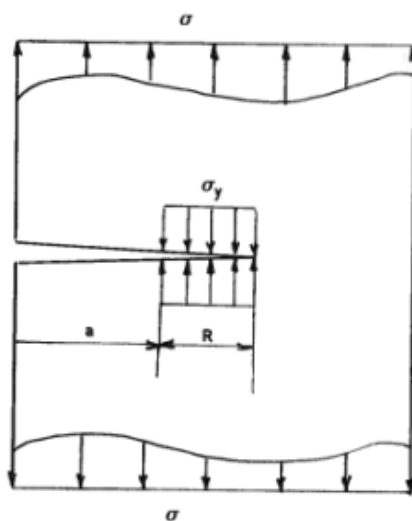


Figure I- 28: Modèle de Dugdale

Selon le modèle de Dugdale [90] , la plastification se fait le long d'une tranche étroite. L'approximation consiste à supposer que la fissure a une longueur (a+R) (Figure I- 28). Dans le cas d'une plastification confinée (R << a) on obtient :

$$R = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (I.41)$$

1.7.2.4. La zone plastifiée selon le critère de Von Mises

Selon le critère de Von Mises. Nous obtenons les limites des zones plastifiées sous l'hypothèse des contraintes planes [91]:

$$r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \left(1 + \frac{3}{2} \sin^2 \theta + \cos \theta \right) \quad (I.42)$$

Et sous l'hypothèse des déformations planes:

$$r_p(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \left(\frac{3}{2} \sin^2 \theta + (1 - 2\nu)^2 (1 + \cos \theta) \right) \quad (I.43)$$

Où:

ν : Coefficient de Poisson

K_I : facteur d'intensité de mode I

r_p, θ : Coordonnées polaires d'un point au fond de la fissure

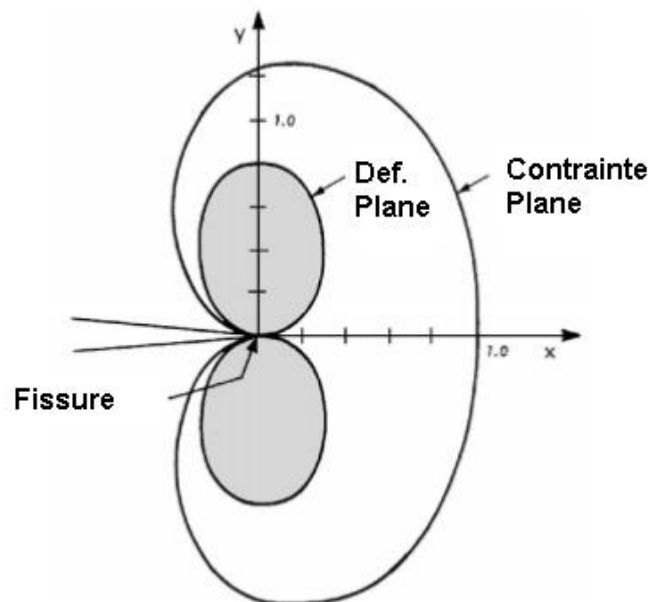


Figure I- 29: Taille de la zone plastique déterminée par le critère de Von Mises

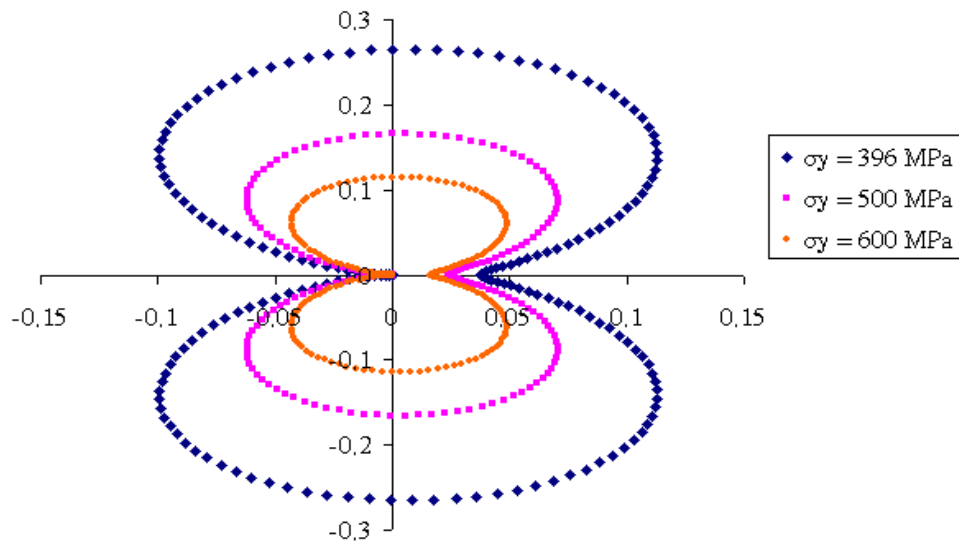


Figure I- 30: Zones plastiques en tête de fissure sous l'hypothèse des déformations planes

1.7.2.5. La zone plastifiée selon le critère de Tresca

Selon le critère de Tresca. Nous obtenons les limites des zones plastifiées pour le mode I [92] :

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \cdot \cos^2 \frac{\theta}{2} \cdot \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \right)^2 \quad \text{Sous l'hypothèse des contraintes planes} \quad (I.44)$$

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \cdot \cos^2 \frac{\theta}{2} \cdot \left[(1 - 2\nu) + \sin \frac{\theta}{2} \right]^2 \quad \text{Sous l'hypothèse des déformations planes}$$

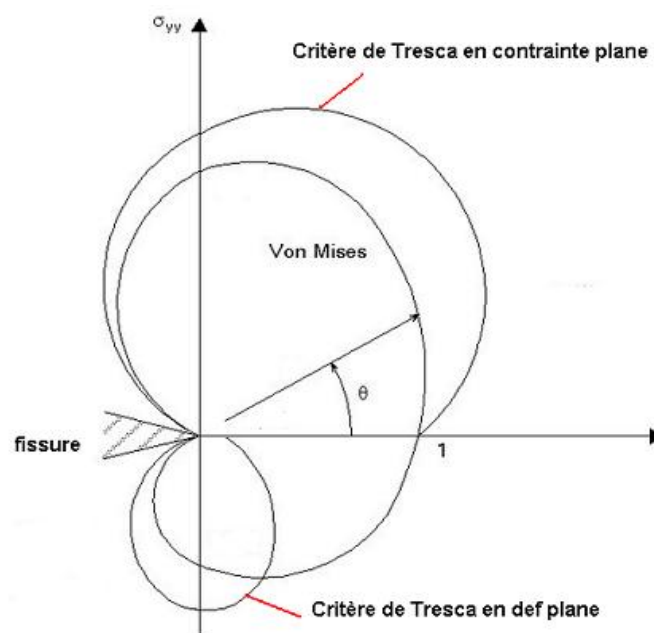


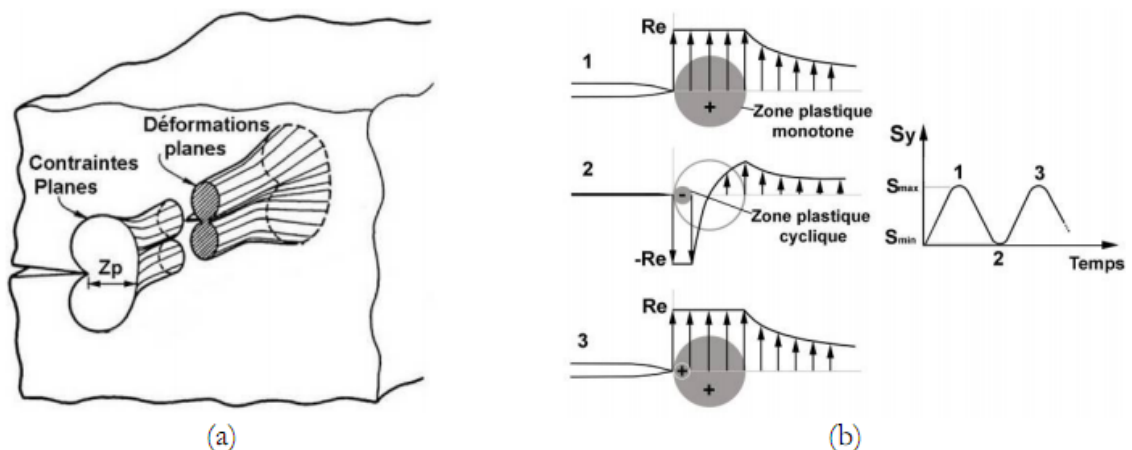
Figure I- 31: Zones plastique en tête de fissure déterminée par le critère de Tresca

1.7.3. Formes et tailles de la zone plastifiée

C'est dans les années 1960 que les progrès en microscopie tant optique qu'électronique ont permis de révéler l'existence d'une zone plastique en fond de fissure de fatigue [93]. Cette zone joue un rôle très important pour la propagation dans les matériaux élastoplastiques. Elle est à l'origine de l'interaction entre cycles et phénomène de retard observé après surcharge. On peut distinguer deux types de zone plastique, l'une appelée monotone et l'autre cyclique.

La zone plastique monotone apparaît lors de l'application d'un chargement monotone, sa forme ainsi que sa taille dépendent de la nature du chargement. En contraintes planes, la zone plastique est plus étendue qu'en déformations planes, par contre elle présente une forme d'ailes de papillon moins marquée. La première évaluation de la zone perturbée par la plasticité en pointe de fissure est due à Irwin [94]. L'expression proposée donne une bonne approximation de l'étendue de la zone plastique monotone, pour un matériau supposé élastique parfaitement plastique. Cette expression est comme l'équation 1.33, avec K_I le facteur d'intensité des contraintes appliqué et σ_y la limite d'élasticité du matériau. La taille de la zone plastique monotone ainsi que sa forme dépendent de paramètres autres que la limite d'élasticité et le facteur d'intensité des contraintes.

Dans le cas d'un chargement cyclique, une autre zone plastique, dite cyclique, apparaît à l'intérieur de la zone plastique monotone (Figure I- 32.b). Dans cette zone, le matériau se déforme plastiquement lors de la décharge. La taille de cette zone est estimée au quart de la zone plastique monotone quand le chargement appliqué à l'infini est nul. Cette zone plastique cyclique a été mise en évidence expérimentalement par plusieurs auteurs et par différents moyens expérimentaux, tels que la microdureté, l'attaque métallographique ou la diffraction des rayons X [93].



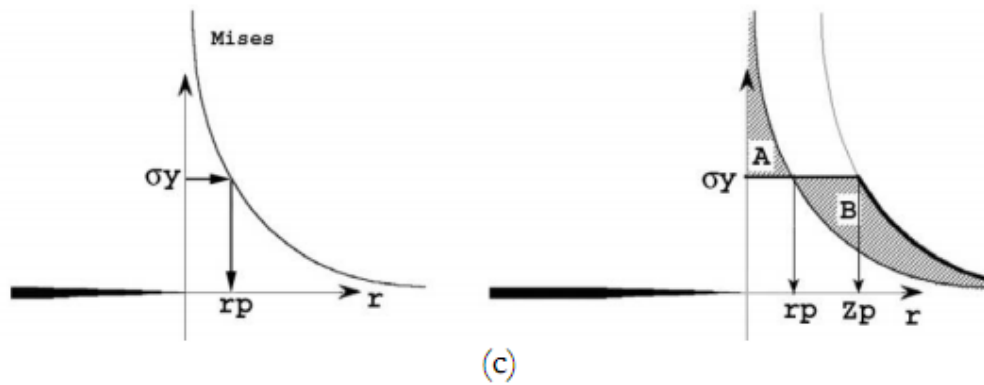


Figure I- 32: Zone plastique monotone en contraintes planes et déformations planes (a), zone plastique cyclique (b) et estimation par Irwin de la zone plastique monotone (c)

En fonction du type d'expérience de fatigue, la taille de la zone plastique est également différente. Dans cette section, nous présentons la taille de la zone plastique en pointe de fissure dans deux cas :

- La taille de la zone plastique en fond de fissure pour les essais de fatigue avec une amplitude de charge, $\Delta P = \text{constante}$ (Figure I- 33). Ici on suppose que le facteur d'intensité de contrainte augmente avec la longueur de fissure.
- La taille de la zone plastique en fond de fissure pour les essais de fatigue avec amplitude d'intensité de contrainte, $\Delta K = \text{constante}$ (Figure I- 34).

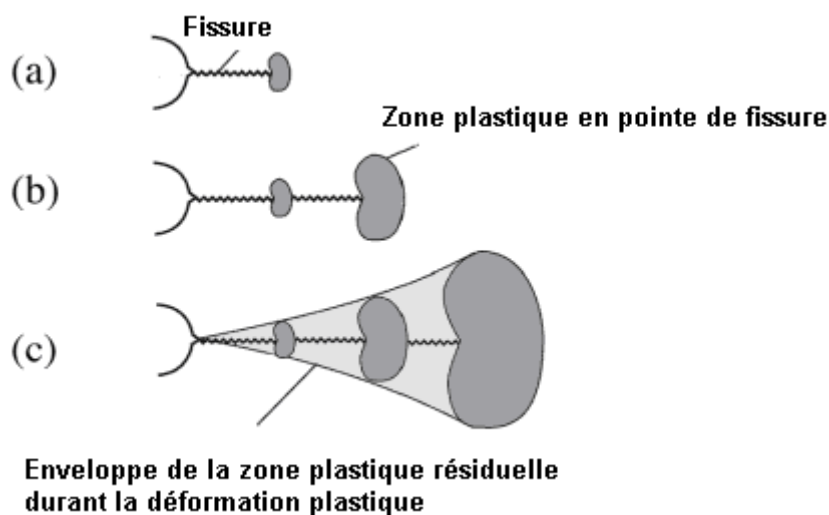


Figure I- 33: La zone plastique en contraintes planes en fonction la longueur de fissure lorsque $\Delta P = \text{constante}$

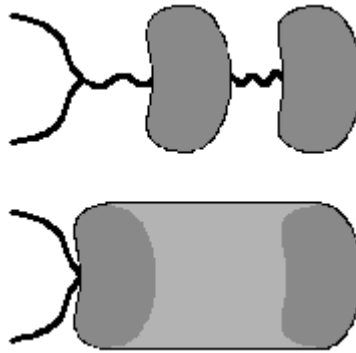


Figure I- 34: La zone plastique en contraintes planes en fonction la longueur de fissure lorsque $\Delta K = \text{constante}$

1.7.4. Quelques techniques pour l'estimation et la mesure la zone plastique en tête du fissure

1.7.4.1. Mesure de microdureté

La procédure est simplement de réaliser des indentations autour de la pointe de la fissure et de déterminer la limite élastique-plastique en fonction des variations soudaines de la dureté

Bathias et Pelloux [95] ont utilisé cette technique pour déterminer la taille de la zone plastique monotone et cyclique pour les aciers maraging et inoxydables austénitiques en fonction de ΔK . Ils ont utilisé des charges de 25g et 50g.

La technique de microdureté a été utilisée dans une étude détaillée par Saxena et Antolovich [96] sur la propagation des fissures de fatigue pour quatre alliages Cu-Al. Des mesures la taille de la zone plastique par la technique de microdureté ont également été menées sur les alliages d'aluminium par Bathias [97].

Ranganathan a également appliqué cette technique dans le cas de l'alliage 2024 T351 et grâce à un étalonnage préalable, il a montré que la répartition de la déformation à l'intérieur de la zone plastique est différente à l'air et sous vide [71].

1.7.4.2. Technique d'interférence optique

En microscopie interférométrique, un faisceau parallèle de lumière monochromatique normale à la surface de l'échantillon est utilisé. Un élément optique plat avec environ 95% de réflectivité est mis en contact avec l'échantillon et légèrement inclinée pour produire un mince "wedge" entre les deux. La lumière se reflète à plusieurs reprises entre l'échantillon et la référence plane, et les interférences produisent des franges sombres. Toutefois, pour obtenir des franges

nettes, la réflectivité de la surface de l'échantillon doit être la même que celle de la plaque de référence (environ 95%).

Ranganathan a également utilisé une technique similaire sur le 2024 T351. La Figure I- 35 montre un exemple de mesure selon cette technique. La zone déformée est identifiée par la technique d'interférométrie au microscope optique. Deux zones sont définies : la zone intérieure et extérieure. La zone interne est associée à la zone plastique cyclique et la zone externe à la zone plastique monotone. Ses études ont également montré que pour des valeurs de ΔK faible, la taille de la zone plastique monotone devient constante, égale à la taille des grains.

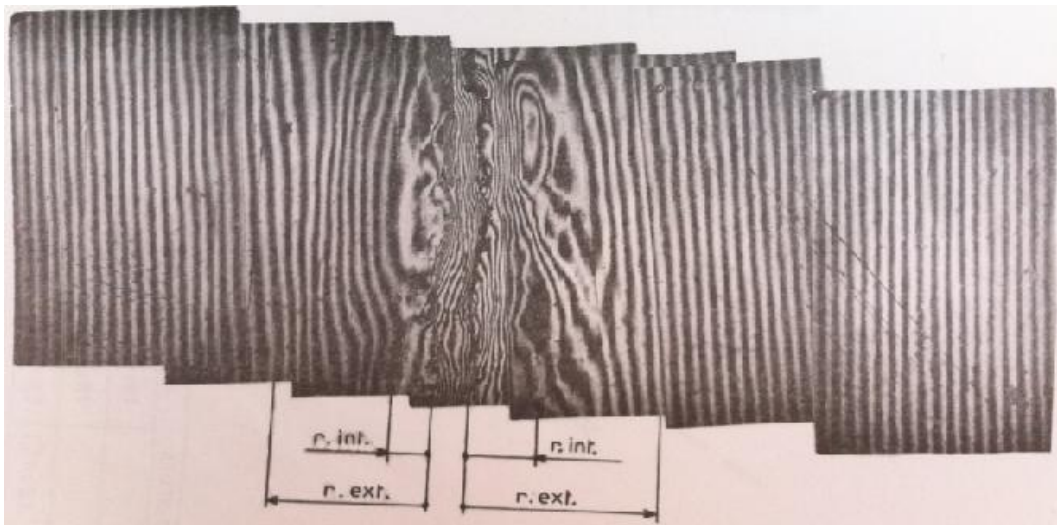


Figure I- 35: La zone plastique obtenue par interférométrie NOMARSKI

1.7.4.3. Mesure de la taille des lèvres de cisaillement

John W. Martin [91] et Lai & Ferguson [105] ont mesuré la taille des lèvres de cisaillement pour l'acier et l'alliage d'aluminium 7075-T6 sur les éprouvettes CT après rupture. Ils ont trouvé la relation suivante entre le facteur K_{IC} et la taille des lèvres de cisaillement (B_{SL}):

$$B_{SL} = 0.41 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (I.45)$$

Ils affirment que cette équation est similaire à la formule théorique de Dugdale dans la zone plastique sous l'hypothèse des contraintes planes. La taille des lèvres de cisaillement n'est pas seulement une représentation de la zone plastique, mais aussi une mesure de sa taille. Toutefois, seule la taille de la zone plastique ultime (à $K_I = K_{IC}$) sous l'hypothèse des contraintes planes peut être estimée par cette approche

1.7.4.4. Selected area channeling Patterns - SACP

La technique SACP (canalisation des électrons dans des zones spécifiques) peut être brièvement expliquée comme un mécanisme de contraste obtenu par les électrons rétrodiffusés ou diffusée vers l'avant. On obtient des zones de contraste différentes en imagerie par microscopie électronique à balayage (MEB). Quand un faisceau d'électrons incident interagit avec les plans d'un cristal, la diffraction d'électrons se produit. Lorsque ce faisceau est balayé à travers le cristal, les conditions de diffraction changent avec le changement de l'angle d'incidence. En conséquence, un diagramme de diffraction peut être observé [106]. Parmi les nombreux traitements théoriques de ce processus de diffraction, celle de Spencer et Humphreys est le plus quantitatif [107].

En utilisant cette méthode, on peut cartographier la zone plastique en pointe de fissure et autour de la fissure d'un matériau cristallin présentant des zones claires de canalisation. Ceci, à la fois en contrainte plane, à partir d'observations sur la surface externe, et dans des conditions de déformation plane, en préparant des coupes prises par l'épaisseur de l'éprouvette. De nombreux chercheurs ont appliqué cette technique dans la détermination la taille de plastique zone pour les matériaux métalliques [108].

I.8. Conclusion

Dans ce chapitre, sont présentés un certain nombre de problèmes fondamentaux de la mécanique linéaire de la rupture, des mécanismes de fissuration par fatigue, les facteurs gouvernant la propagation des fissures de fatigue, la définition de la zone plastique en pointe de fissure et quelques modèles théoriques pour estimer la taille et la forme de la zone plastique. En fin, les techniques actuelles pour estimer et mesurer la zone plastique en tête de fissure sont décrites. La technique de nanoindentation sera présentée en détail dans le chapitre suivant.

CHAPITRE II

TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES ET

MATÉRIAUX ETUDIES

II.1. Matériaux étudiés

II.1.1. Composition du matériau

L'aluminium et ses alliages sont utilisés avec succès dans un large éventail d'applications dans l'industrie aéronautique en raison de leurs propriétés mécaniques. Dans la plupart des avions, le fuselage est composé d'environ 80% en poids d'aluminium. Les alliages d'aluminium continuent d'être les matériaux dominants dans la structure des avions. La majeure partie de cette étude est menée sur l'alliage d'aluminium 2024T351. La composition chimique nominale est donnée dans le tableau II.1[109]

Tableau II-1: Composition massique de l'alliage d'aluminium 2024T351

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
2024T351	0,1	0,22	4,46	0,66	1,5	0,01	0,04	0,02

Quelques essais exploratoires ont été conduits sur un acier inoxydable A316, la composition chimique nominale et ses propriétés mécaniques sont présentées dans les [Tableau II- 2](#) et [Tableau II- 3](#)

Tableau II- 2: Composition massique de l'alliage A316

Elément		C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	N
Pourcentage	Min	-	-	-	0	-	16.0	2.00	10.0	-
	Max	0.08	2.0	0.75	0.045	0.03	18.0	3.00	14.0	0.10

Tableau II- 3: Propriétés mécaniques en traction de l'alliage A316

Module de Young	Limite élastique conventionnelle à 0.2%	Résistance à la traction	Dureté Rockwell B	Dureté Brinell
193 GPa	205 MPa	515 MPa	95	217

II.1.2. Propriétés mécaniques de l'alliage 2024T351

Un essai de traction a été réalisé en utilisant la géométrie indiquée sur la [Figure II- 1](#). La courbe de traction est présentée sur la [Figure II- 2](#) et les propriétés mécaniques essentielles sont présentées dans le [Tableau II- 5](#). En comparant avec les études précédentes, nous constatons que les résultats sont tout à fait comparables à ceux obtenus précédemment.

Tableau II- 4: Données issue d'un essai de traction pour l'alliage d'aluminium 2024T351

Module de Young	Limite elastique conventionnelle à 0.2%
74 GPa	310 MPa

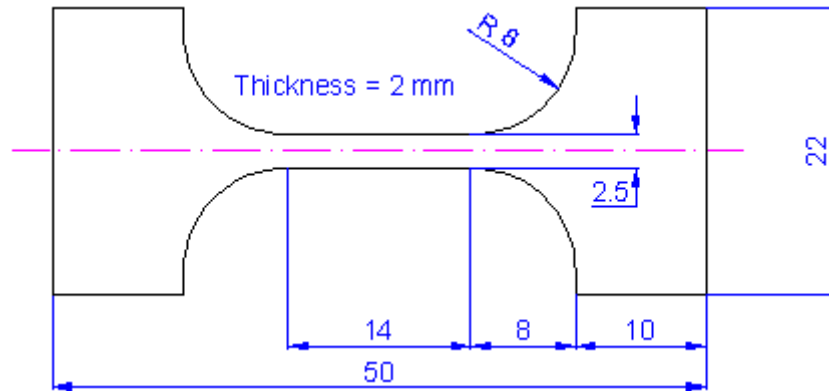


Figure II- 1: Éprouvette pour essai de traction

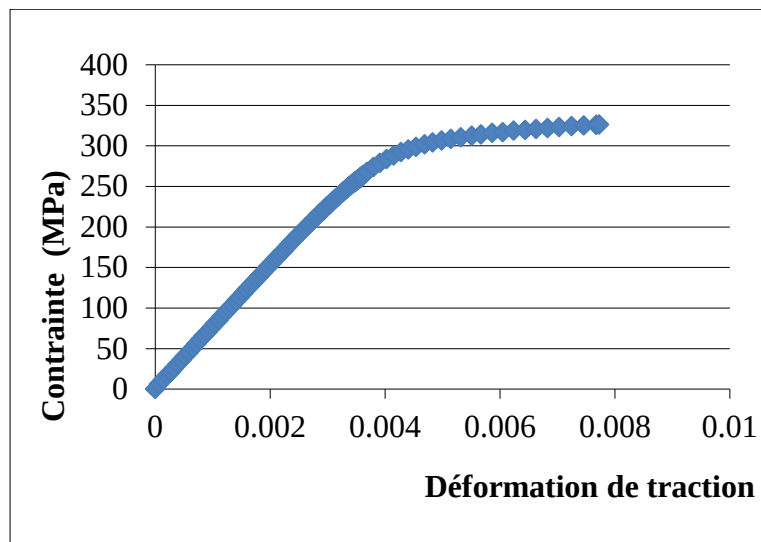


Figure II- 2: Courbe de traction

Nous comparons les résultats actuels avec les études précédentes, N. Ranganathan et al [109] et K.H. Benrahou et al [110]

Tableau II- 5: Propriétés mécaniques nominales de l'alliage d'aluminium 2024T351

Module de Young	Limite elastique conventionnelle à 0.2%	Limite élastique cyclique correspondant à at 0.2%	Coefficient de Poisson
73 GPa	300 MPa	500 Mpa	0.33

Jendoubi [61] a publié des courbes d'écrouissage présentées sur la Figure II- 3

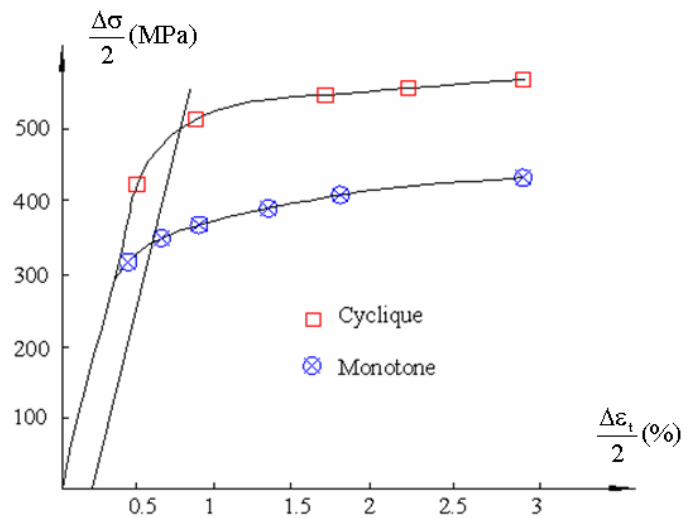


Figure II- 3: Courbes d'écrouissage monotone et cyclique de l'alliage 2024T351

Ces résultats seront discutés en détail dans le chapitre 4. Nous avons étudié ce même alliage dans l'état recuit, le but étant d'avoir un état du même alliage avec une limite élastique plus faible. Les conditions de recuit sont présentées sur la Figure II- 4.

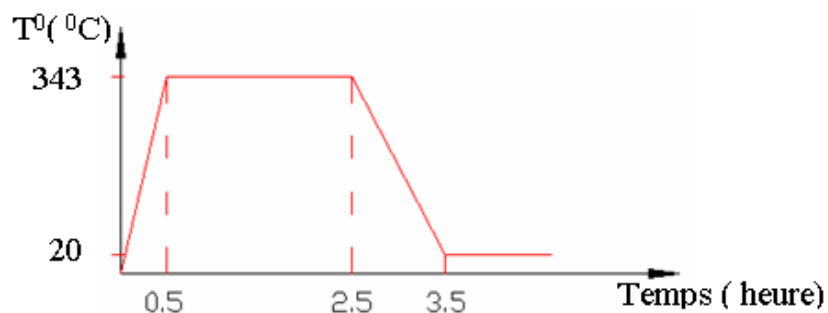


Figure II- 4: Diagramme de recuit

La courbe de traction est présentée sur la Figure II- 5 et les propriétés mécaniques sont données dans le Tableau II- 6

Tableau II- 6: Résultat issu d'un essai de traction pour l'état recuit

Module de Young	Limite élastique conventionnelle à 0.2%
73 GPa	165 MPa

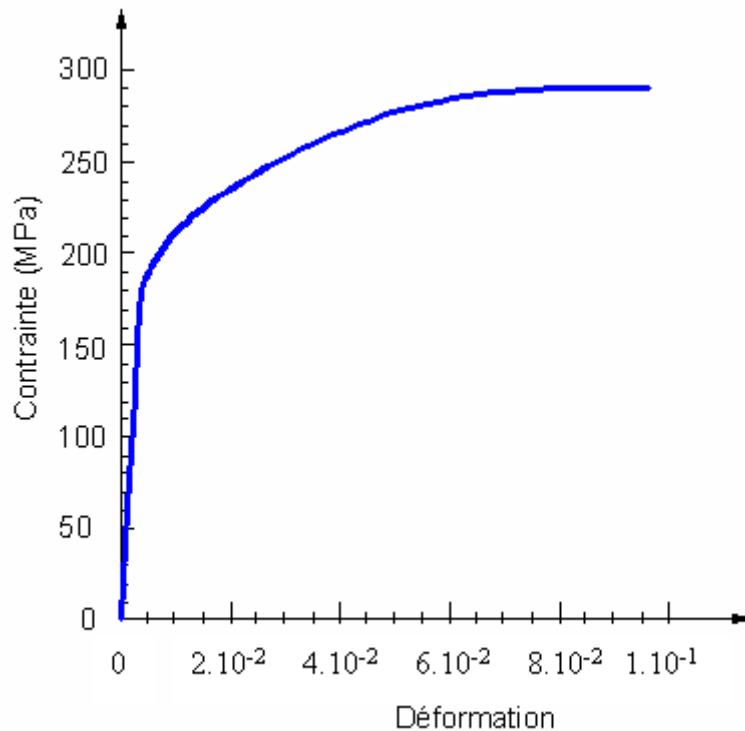


Figure II- 5: Courbe de traction pour l'état recuit

En comparant l'état sans recuit avec l'état recuit, on constate que la limite élastique dans l'état recuit est de 2 fois inférieure à celle dans l'état sans recuit. Ces résultats seront discutés également dans le chapitre IV.

II.2. Essais de fissuration

Le type d'éprouvette utilisée pour les essais de fissuration est conçu selon la norme ASTM E647 [111]. L'éprouvette CT présentée sur la Figure II- 7 est appelée CT32. Selon la norme ASTM (American Society for Testing and Materials), le facteur K est donné par :

$$K = \frac{P}{e\sqrt{W}} \cdot f(\alpha) \quad (\text{II.1})$$

$$f(\alpha) = \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{3/2}} \cdot (0.866 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (\text{II.2})$$

Où:

P: Charge appliquée

e: Épaisseur de l'éprouvette

W : Largeur de l'éprouvette

a : Longueur de fissure ; $\alpha = a/W$

Cette expression est valable pour $\alpha \geq 0,2$

Si P est exprimée en Newtons, e , a et W en mètres, l'unité de K est la $\text{Pa}\sqrt{m}$ ou $\text{MPa}\sqrt{m}$

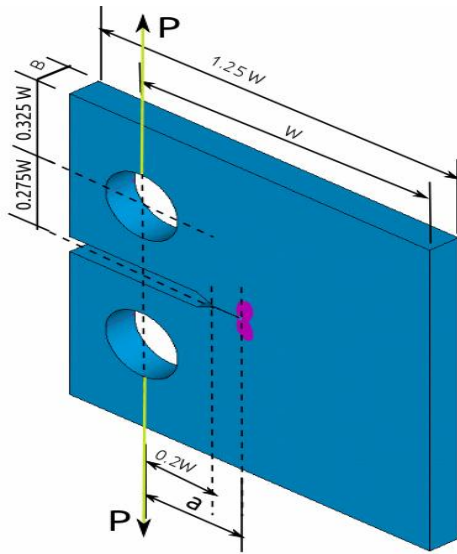


Figure II- 6: Eprouvette « compact tension » selon ASTM E647

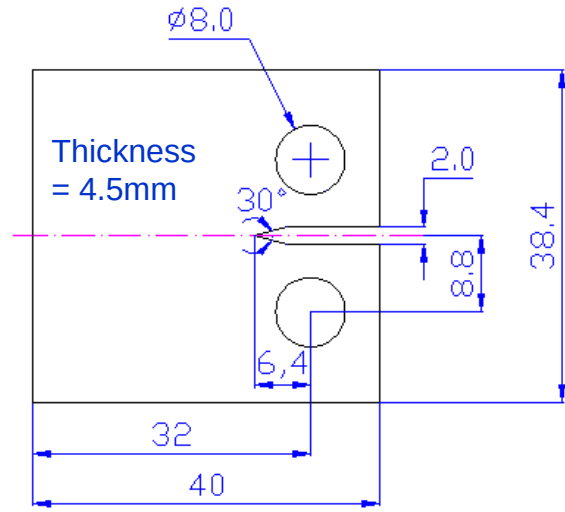


Figure II- 7: Dimension de l'éprouvette

Quelques mesures des zones plastifiées ont aussi été faites sur des éprouvettes provenant d'études précédentes. Il s'agit des éprouvette CT75 sur les alliages d'aluminium 2024 T351 et l'acier A316.

II.3. Formule théorique pour calculer le rayon de la zone plastique

Dans le souci de simplifier l'analyse, des relations généralement admises sont utilisées pour déterminer la taille de la zone plastique monotone [87]:

$$r_{mp} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (\text{II.4})$$

Ranganathan [71] et Izumi [1] ont proposé la formule suivante pour calculer le rayon de la zone plastique cyclique:

$$r_{cp} = \alpha \cdot \left(\frac{\Delta K}{\sigma_c} \right)^2 \quad (\text{II.5})$$

ΔK : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$]

σ_y : Limite elastique conventionnelle à 0.2% [MPa]

σ_c : La limite élastique du matériau correspondant à une déformation plastique cyclique de 0.2% [MPa]

$$\alpha = (1.48 \pm 0.55) \cdot 10^{-1}$$

II.4. Equipement utilisé

II.4.1. Machine d'essai de fatigue

Cette machine est conçue pour des essais dynamique et statique sur une variété de matériaux et de composants. Ses performances dynamiques sont élevées, jusqu'à de 100 Hz. La capacité de charge dynamique est de $\pm 3000\text{N}$ et la capacité de charge statique de $\pm 2100\text{N}$. Nous avons utilisé la machine d'essai Instron E3000 au Laboratoire de Mécanique et Rhéologie présentée sur la [Figure II- 8](#). Le suivi de fissuration est fait à l'aide d'une lunette optique de grossissement x25 avec une résolution de 0.01mm. Les essais sont réalisés à l'air ambiant, la température moyenne est de 18°C, l'humidité relative entre 70 et 90%, la fréquence d'essai nominale est de 10 Hz.

Les essais sont effectués à ΔP constante et à ΔK constant. Le tableau suivant récapitule les conditions d'essais.

Tableau II- 7: Tableau des essais effectués

Matériau	Etat	Type d'essai	Rapport de charge, R
2024T351	Normale	$\Delta P = \text{constante} = 1350\text{N}$	0.1
2024T351	Réduit	$\Delta P = \text{constante} = 1350\text{N}$	0.1
2024T351	Normale	$\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$	0.1
2024T351	Normale	$\Delta K = \text{constante} = 14 \text{ MPa.m}^{1/2}$	0.1
2024T351	Normale	$\Delta K = \text{constante} = 16 \text{ MPa.m}^{1/2}$	0.1
2024T351	Normale	$\Delta K = \text{constante} = 16 \text{ MPa.m}^{1/2}$	0.3
2024T351	Normale	$\Delta K = \text{constante} = 16 \text{ MPa.m}^{1/2}$	0.5
2024T351	Normale	$K_{\max} = \text{constante} = 32 \text{ MPa.m}^{1/2}$	0.7

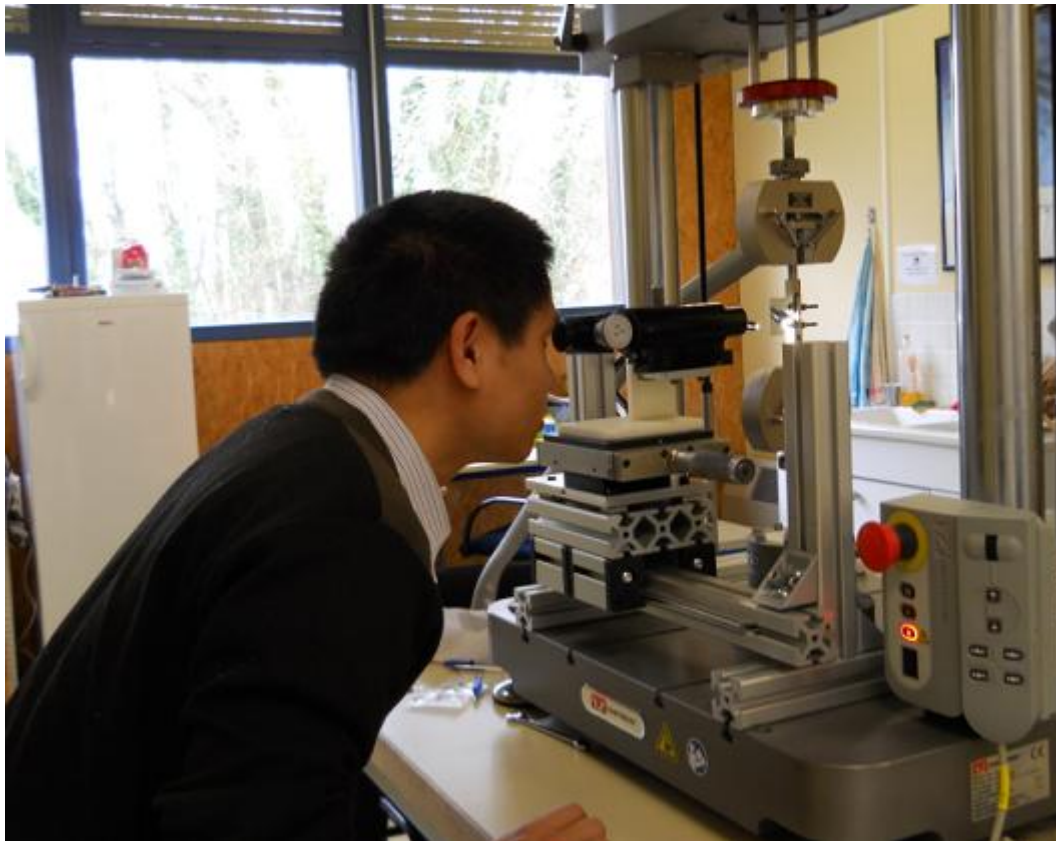


Figure II- 8: Essai de fatigue sur la machine Instron E3000 au LMR

II.4.2. Profilomètre 3D

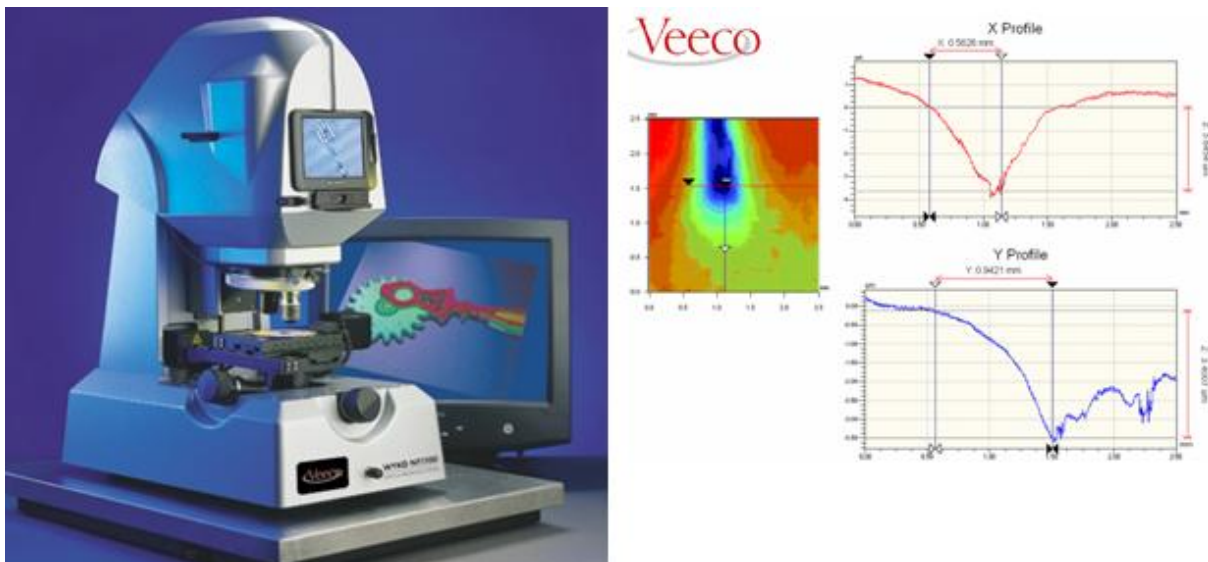


Figure II- 9: Le système WYKO NT1100 profilomètre optique au CEROC

Le Veeco NT1100 Wyko est un profilomètre optique fournissant trois dimensions des mesures de profil de surface sans contact. Deux modes de fonctionnement sont disponibles: VSI (Vertical Shift Interferencel) et PSI (Phase Shift Interference). Le mode VSI, basé sur l'interférométrie à balayage de lumière blanche verticale permet de mesurer des topographies maximales 1 mm et les mesures sont perturbées pour certaines "pentes" en fonction de l'ouverture numérique optique et de la rugosité de surface. Le mode PSI, basé sur le déphasage optique, est dédié à la mesure de la rugosité de 150 nm maximum. Le système est capable de fonctionner assemblage automatiquement pour saisir les grands champs.

Déphasage interférométrique (PSI) permet de mesurer :

- Les surfaces lisses
- Petit étapes

Vertical balayage interférométrie (VSI) permet de mesurer :

- Les surfaces rugueuses
- Les étapes jusqu'à un millimètre de haut

Nous avons utilisé cette machine pour étudier le profil de la zone déformée en surface de l'éprouvette après l'essai de fissuration. Un exemple est donné sur la [Figure II- 10](#)

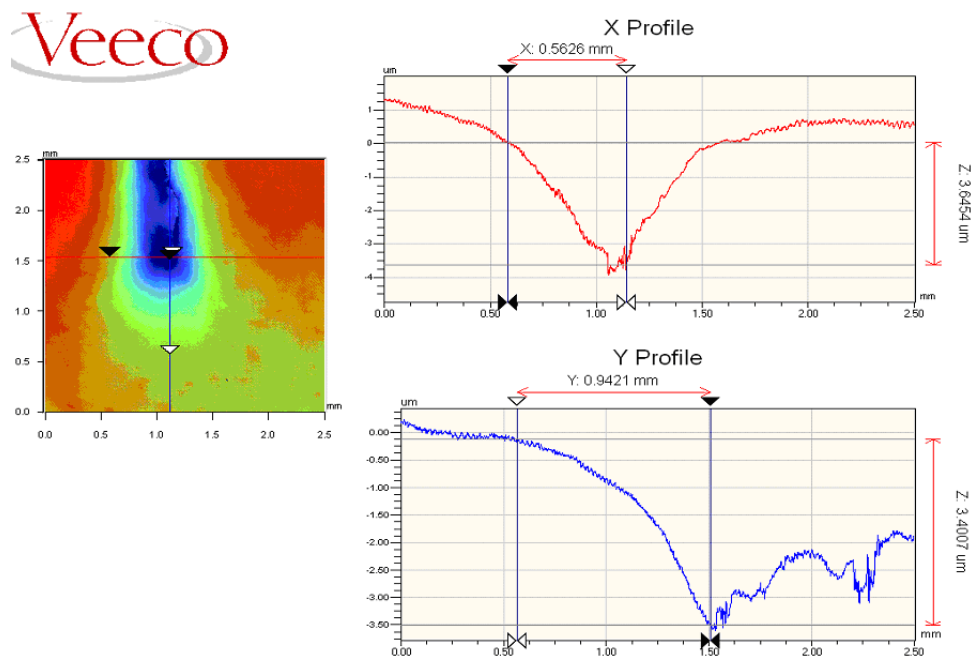


Figure II- 10: Un exemple de profil obtenu avec le profilomètre

II.4.3. Microscope électronique à Balayage(MEB)



Figure II- 11: Microscopie électronique à balayage JSM-6480LV au LMR

Nous avons utilisé le microscope électronique à balayage JSM-6480LV. On peut atteindre des grossissements jusqu'à 100 000 fois. Les tensions d'accélération disponibles vont de 0,3 à 30 kV. Ce MEB est très facile à utiliser et le fonctionnement de base peut être généralement appris en quelques heures. D'excellentes images à fort grossissement peuvent alors être obtenues après quelques séances de pratique. Un exemple typique d'image des empreintes de nanoindentation est présenté sur la [Figure II- 12](#)

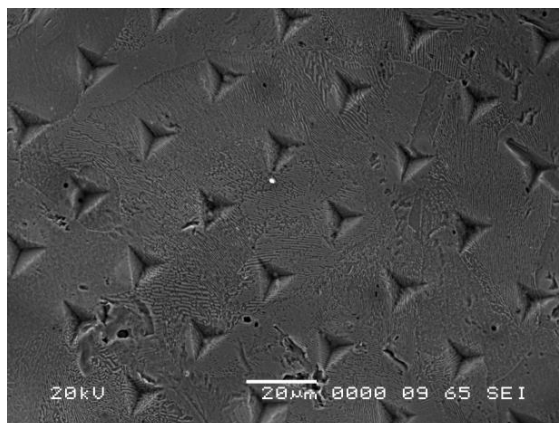


Figure II- 12: Empreintes de nanoindentation observées au MEB

II.5. Technique de nanoindentation

Dans cette étude, nous allons utiliser la technique de nanoindentation pour étudier la zone déformée au voisinage de la fissure. Cette technique et la machine utilisée sont maintenant présentées en détail.

Nous avons utilisé la machine NanoTest Vantage de Micromaterials, U.K. Grâce à cette machine, il est possible d'effectuer un grand nombre de tests qui mettent en évidence différentes caractéristiques du matériau à analyser. Il y a cinq fonctions de Nanotest comme sur la [Figure II- 13](#), à savoir :

- Indentation
- Scratch
- Impact oscillant (sample oscillation impact)
- Reciprocating
- Probe based impact

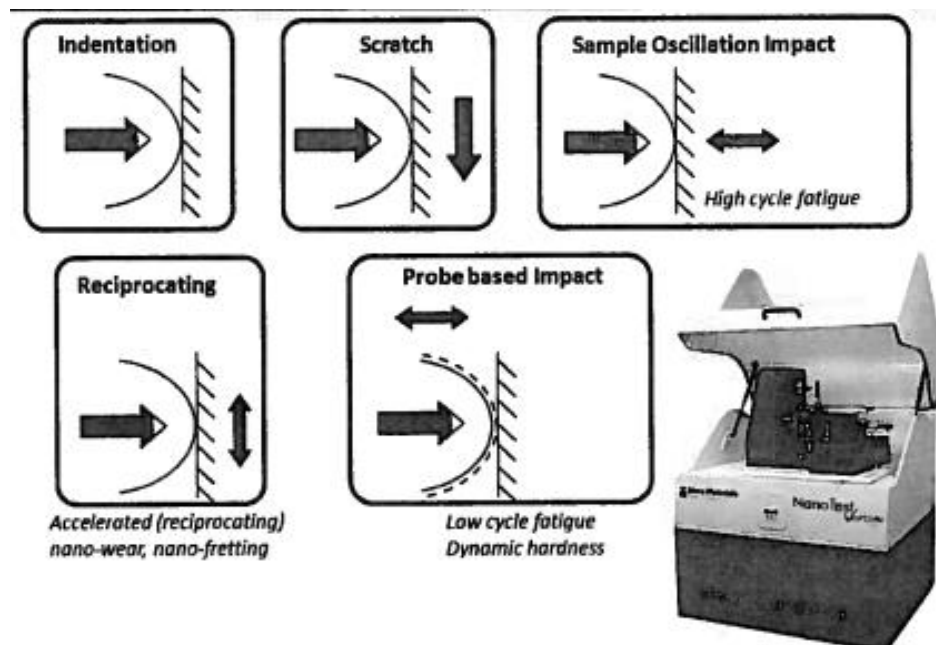


Figure II- 13: Les Les techniques de Nanoindentation

Pour ajuster la position de l'indenteur par rapport à l'échantillon, ce dernier doit être fixé sur un support mobile mis au point pour pouvoir se déplacer dans les trois dimensions. Ensuite, pour contrôler les déplacements de l'indenteur, l'équipe de MICRO MATERIALS LTD a développé un système de pendule qui permet à

l'indenteur d'avancer vers l'échantillon de matière à analyser puis revenir à sa position initiale. Un schéma de fonctionnement est donné sur la [Figure II- 14](#).

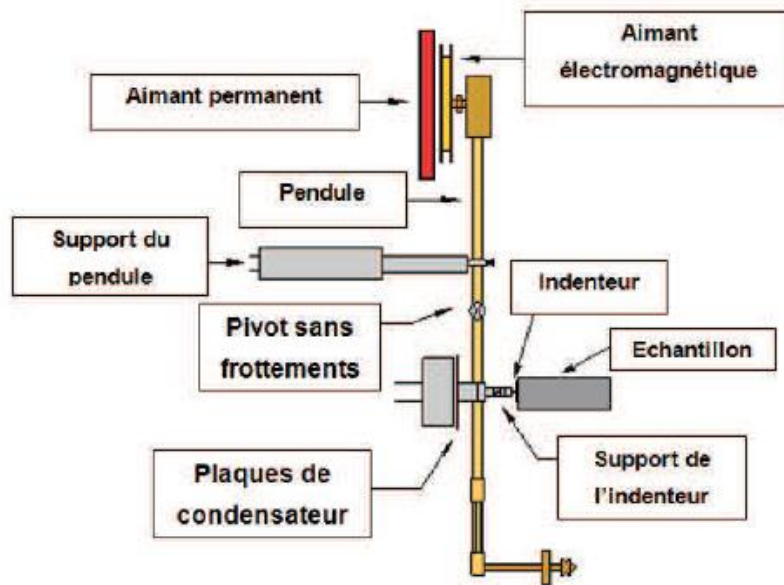


Figure II- 14: Fonctionnement général du nanoindenteur

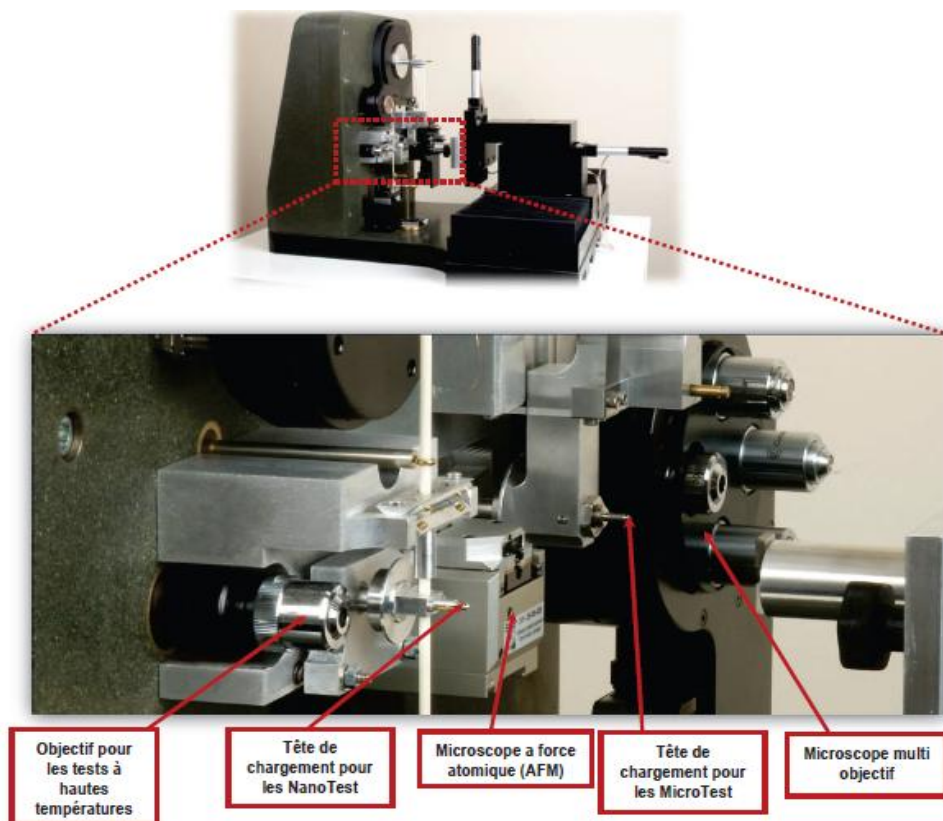


Figure II- 15: Les parties principales de la machine

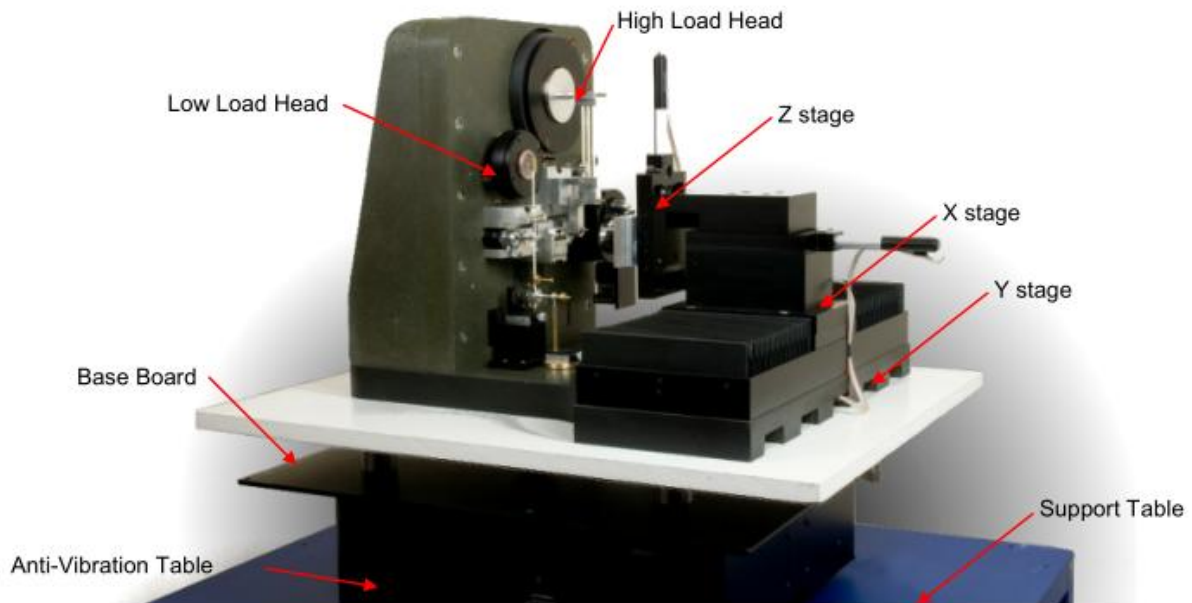


Figure II- 16: Vue d'ensemble de la machine

En haut du pendule [Figure II- 14](#), on distingue un aimant permanent qui est fixé au socle de la machine et un aimant électromagnétique. On applique à ces deux aimants une tension électrique opposée qui va les faire se repousser plus ou moins suivant la valeur de tension. Ainsi, plus la tension est grande et plus l'indenteur se rapproche de l'échantillon. En dessous, un support permet de soutenir le pendule et agit également comme une butée pour empêcher les deux aimants de se toucher. Ensuite, on distingue un pivot sans frottements qui permet au pendule de se balancer librement. Pour finir l'indenteur est lui-même fixé au pendule. Un capteur capacitif permet de connaître la profondeur de contact entre l'indenteur et l'échantillon indenté.

La nanoindentation est une technique permettant l'évaluation de la dureté, du module d'élasticité, du travail plastique et du travail élastique d'un matériau par l'enfoncement d'une pointe. Cela demande des appareils très sensibles et précis et la mesure par nanoindentation nécessite d'appliquer et de contrôler des charges de quelques dizaines de micro-Newtons (μN). L'avantage de nanoindentation est sa capacité à mesurer avec une résolution nanométrique, la profondeur de pénétration allant jusqu'à quelques micromètres. Les indentations, à cette échelle, permettent d'évaluer par exemple les propriétés mécaniques des films minces, sans qu'elles soient influencées par le substrat. La dureté, H , et le module d'élasticité, E_s , sont en

effet déduits de l'analyse des courbes charge-déplacement (Figure II- 17) en se référant aux équations suivantes:

$$H = \frac{P_{\max}}{A_c}; \quad E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \cdot \frac{S}{\sqrt{A_c}}; \quad \frac{1}{E_r} = \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i} + \frac{(1-\nu_s^2)}{E_s} \quad (\text{II.6})$$

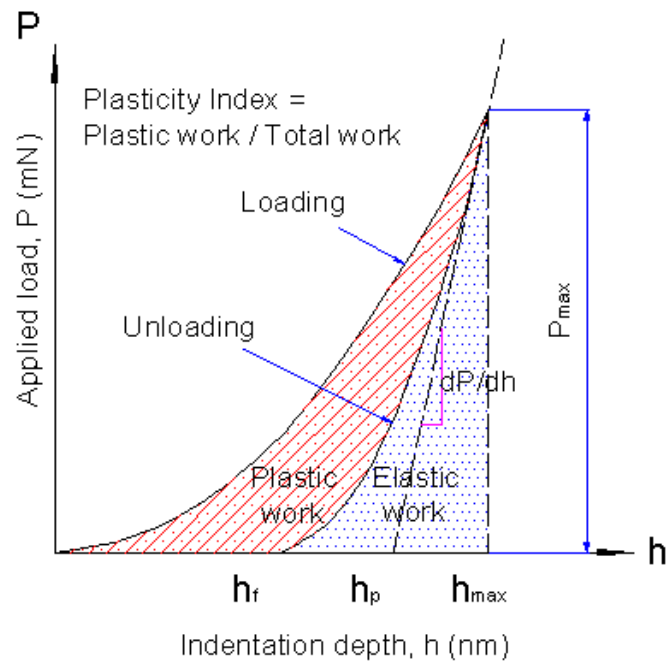


Figure II- 17: Une courbe d'indentations du cycle de chargement-déchargement

La dureté: $H = \frac{P_{\max}}{A_c}$

Le module réduit: $E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \cdot \frac{S}{\sqrt{A_c}}$

Où : $S = dP/dh$; A_c : L'aire de contact

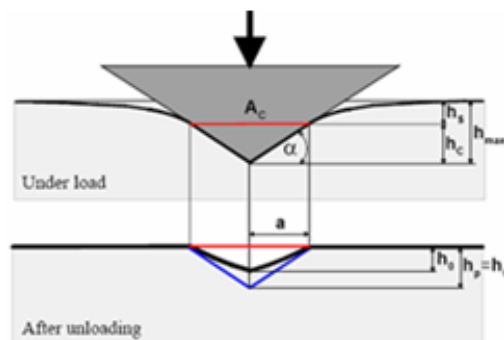


Figure II- 18: Détermination de la dureté et du module réduit

Avec :

ν_i , E_i : Coefficient de Poisson et module d'élasticité de l'indenteur

ν_s , E_s : Coefficient de Poisson et module d'élasticité de l'échantillon

E_r : Module réduit

Une courbe théorique de ce cycle est représentée sur la [Figure II- 17](#). Sur cette figure $h_{\max}$ est le déplacement maximal de l'indenteur correspondant à $P_{\max}$, dP/dh est la pente de la courbe P-h pendant la phase initiale de déchargement, h_f et h_p sont respectivement la profondeur finale (résiduelle) et la profondeur plastique de l'indentation. Sur une telle courbe, les paramètres suivants sont définis: la dureté (H), le module réduit; le travail élastique (E_w), le travail plastique (P_w) et L'indice de plasticité (P_i).

Grâce au capteur capacitif, on obtient directement la profondeur de pénétration de l'indenter dans l'échantillon. A partir de cette donnée on peut obtenir certaines caractéristiques du matériau analysé, comme le module d'élasticité réduit, la dureté ou la résistance en fluage. Une fois l'expérience terminée, grâce à un logiciel développé par l'entreprise "The NanoTest Platform", il est possible d'analyser les résultats. Ainsi, on peut obtenir des courbes comme ci-dessous.

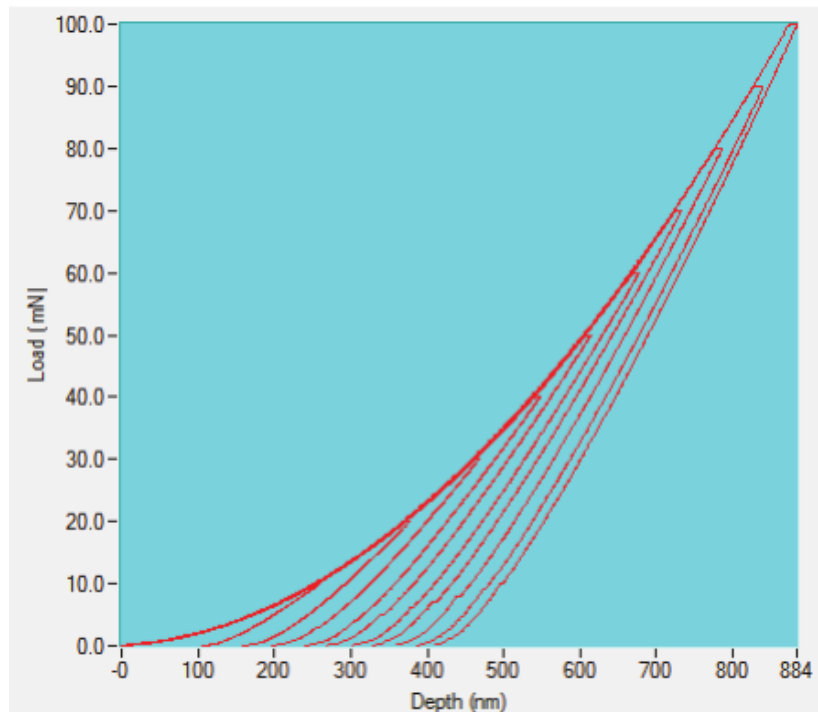


Figure II- 19: Dix indentations avec charge croissante sur de la silice fondue

Sur la figure II-19 est présenté un test composé de 10 indentations en faisant varier la charge de 10 mN et 100 mN. Il est possible de faire varier la charge entre 1mN et 500 mN pour ce type de test. Le logiciel calcule également les caractéristiques du matériau analysé. On obtient alors différents tableaux comme ci-dessous

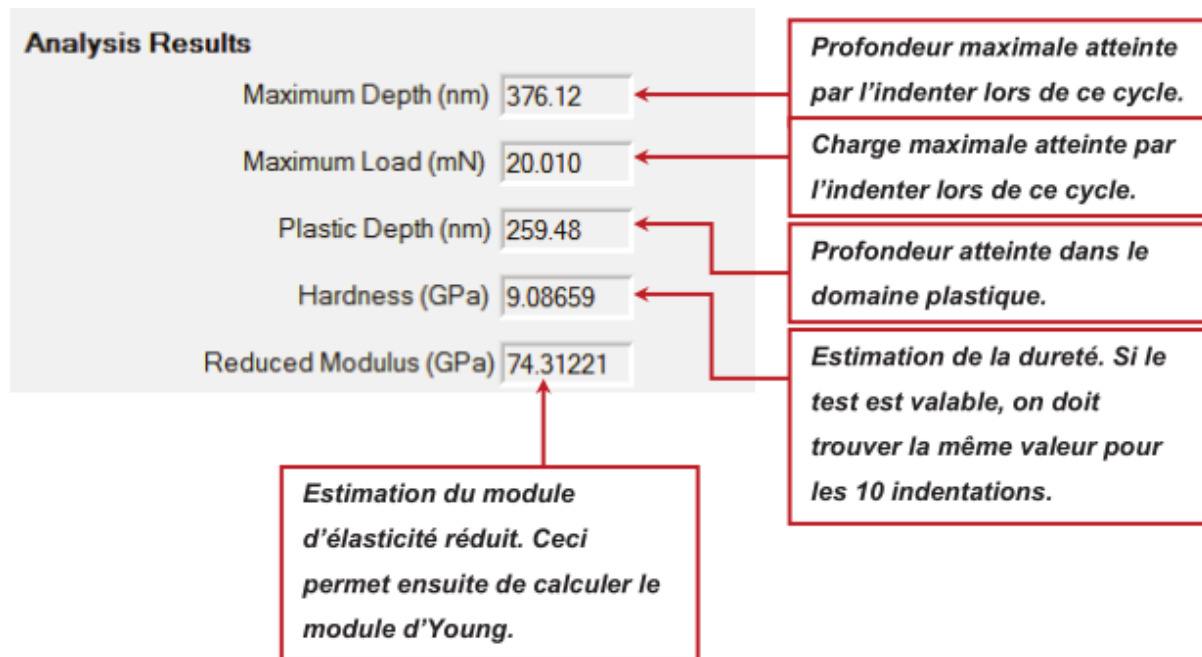


Figure II- 20: Résultats pour une charge de 20 mN

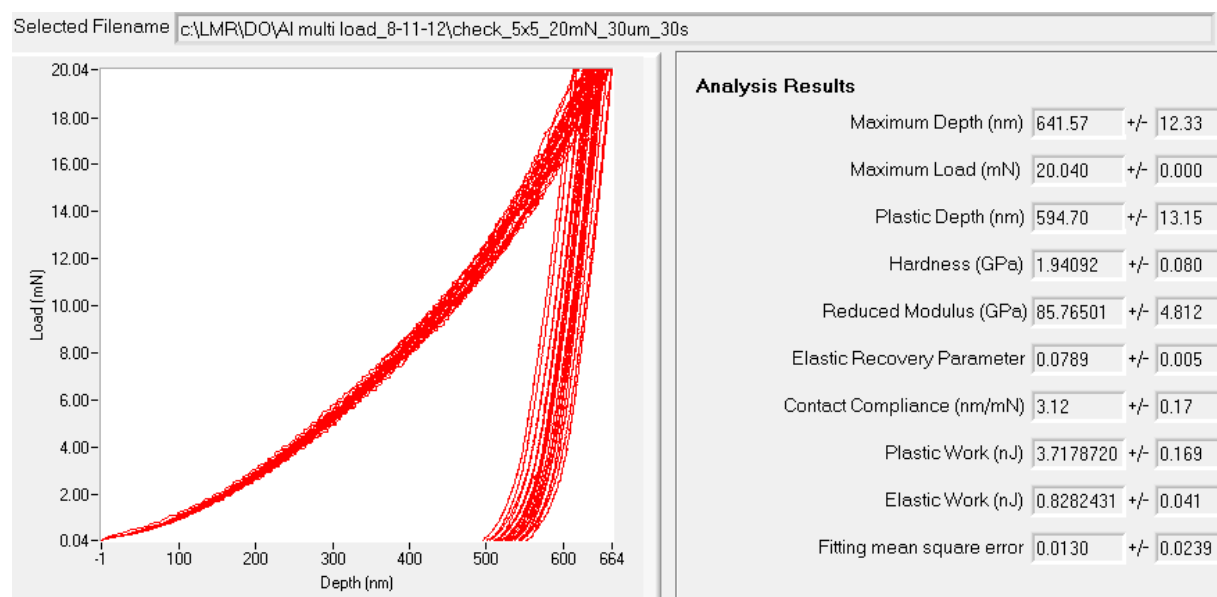


Figure II- 21: Exemple de courbes d'indentation sur l'alliage d'aluminium 2024T351

Les propriétés élastiques et plastiques de l'échantillon sont déterminées grâce à la courbe de déchargement. La charge appliquée, le déplacement, le module réduit, la dureté et les énergies plastiques et élastiques sont enregistrés durant la phase d'indentation.

II.6. Conclusion

Dans ce chapitre, j'ai présenté la composition et les propriétés mécaniques des matériaux étudiés, le type et la dimension de l'éprouvette utilisée. Ce chapitre présente également les machines d'essais mises en œuvre dans cette étude et la technique de nanoindentation est présentée en détail.

CHAPITRE III

RESULTATS EXPERIMENTAUX ET

ANALYSES

Introduction

Dans la partie 1.4.3, nous avons détaillé le profil de la zone plastique en pointe de fissure. Dans ce chapitre, nous allons montrer que la technique de nano-indentation permet de caractériser la plasticité au voisinage proche de la pointe de fissure. Afin de mettre en évidence la pertinence de cette approche nous allons effectuer différents essais de fatigues sur différentes qualités de matériaux afin d'avoir différents profils de zones plastiques à étudier.

Des essais sont réalisés à amplitude de charge constante ($\Delta P = \text{constante}$) et à amplitude du facteur d'intensité constante ($\Delta K = \text{constante}$). Ces conditions d'essais permettent d'élaborer différents profils de zones plastiques (cf Figure I- 33 et Figure I- 34)

Les géométries d'éprouvette utilisées répondent à l'appellation CT 32 (Compact Tension) qui a été détaillé précédemment dans ce manuscrit (cf. section II.2). Des essais de fatigues sont également menés sur une éprouvette recuite afin de modifier la limite élastique par apport à l'éprouvette sans recuit. Ceci afin de tester la méthode en ayant modifié une caractéristique du matériau.

III.1. Résultats des essais de fatigue

III.1.1. Essai de fatigue avec ΔP constante sur éprouvette sans recuite

L'objectif de cet essai est de faire une fissure avec ΔP constante et ΔK final de $16 \text{ MPa.m}^{1/2}$ en pointe de fissure. Tout d'abord, l'échantillon est poli jusqu'à $1 \mu\text{m}$ afin de faciliter l'observation et la mesure la longueur de fissure. Les essais de fatigue sont menés sur la machine Instron E3000 (cf. Figure III- 1) au Laboratoire de Mécanique et Rhéologie. Les conditions d'essais sont les suivantes: charge entre 150 N et 1500 N, fréquence, 5Hz, signal sinusoïdal.

La longueur de la fissure est mesurée à l'aide d'une lunette optique. L'amplitude du facteur d'intensité de contrainte augmente de $7 \text{ MPa.m}^{1/2}$ à $16 \text{ MPa.m}^{1/2}$ lorsque la longueur de la fissure change de 6,4 mm à 16 mm. L'essai est effectué à température ambiante.

Dans cet essai, ΔK augmente avec la longueur de fissure comme sur la Figure III- 2. La longueur de la fissure, a en fonction du nombre de cycles N et la vitesse de fissuration $\Delta a/\Delta N$ en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK sont présentés respectivement sur les Figure III-3 et Figure III- 4



Figure III- 1: Machine de fatigue Instron E3000

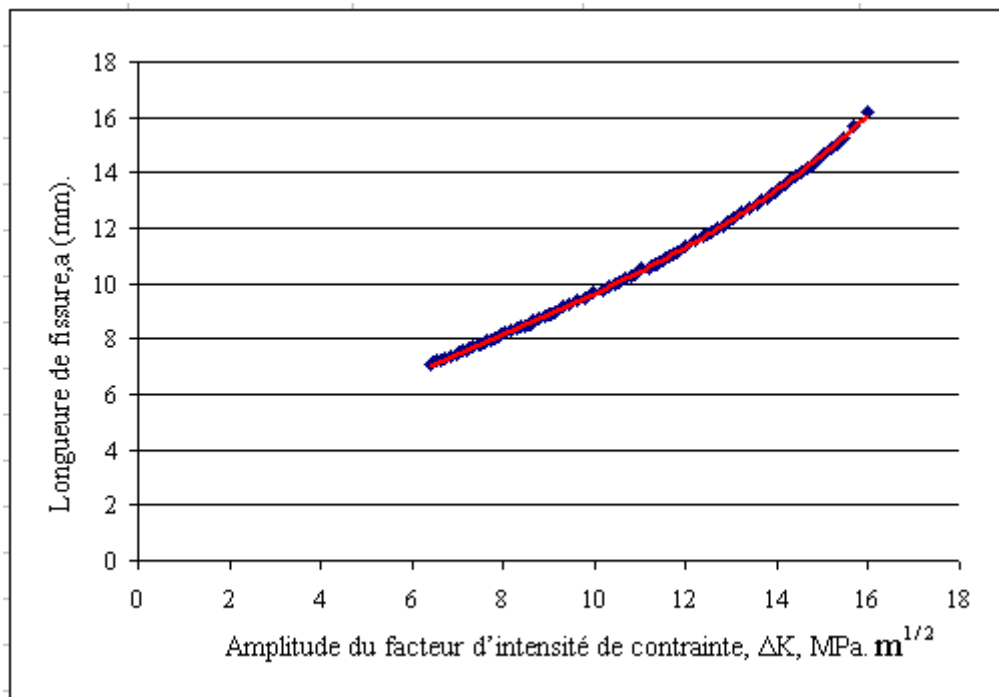


Figure III- 2: ΔK en fonction de la longueur de la fissure

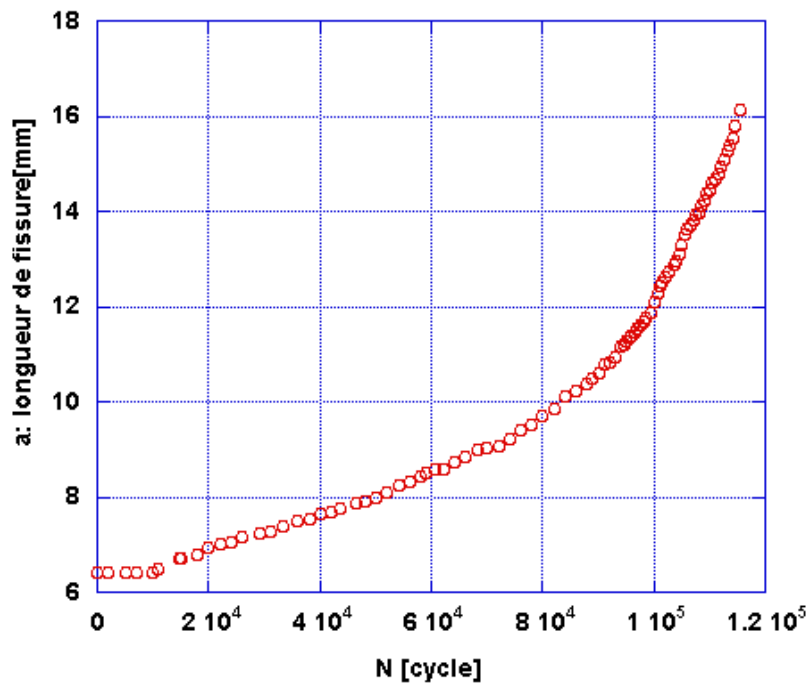


Figure III-3: Longueur de fissure, a en fonction du nombre de cycles N à $\Delta P = \text{constante}$

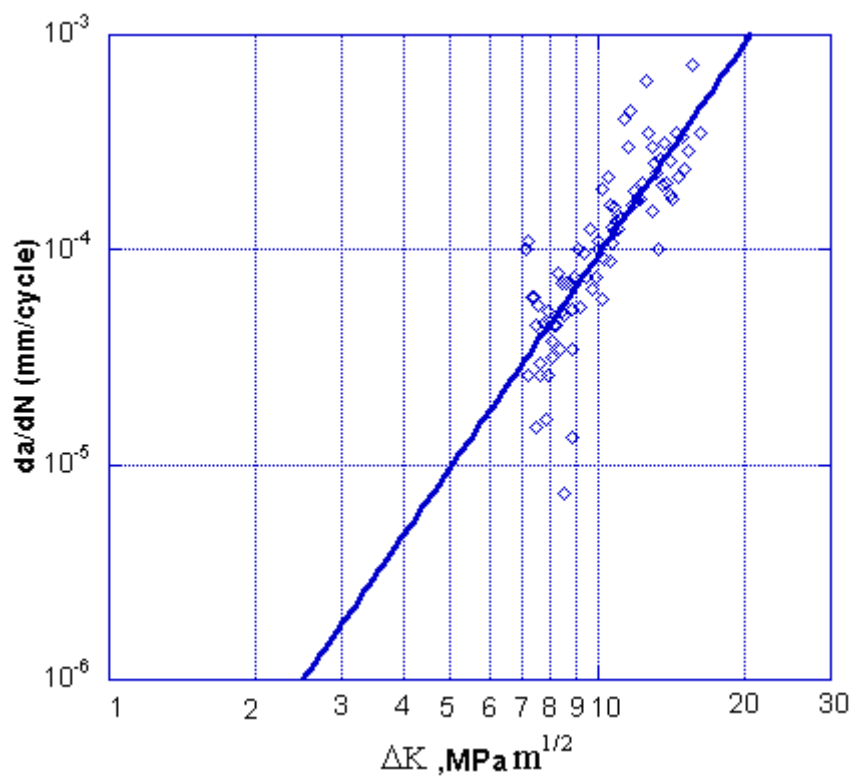


Figure III- 4: Vitesse de fissuration en fonction de ΔK en échelle logarithmique

III.1.2. Essai de fatigue à ΔK constante

L'essai est effectué avec une amplitude du facteur d'intensité de contrainte constante égale à $12 \text{ MPa.m}^{1/2}$. La longueur de la fissure augmente de 6.4 mm

jusqu'à 20.4 mm. Pour maintenir ΔK constante, on doit diminuer la charge au cours de l'essai. La fréquence est de 5Hz et le signal est sinusoïdal. Les conditions de l'essai sont présentées dans le [Tableau III-1](#)

Tableau III-1: Conditions de l'essai de fatigue pour l'éprouvette CT32 à ΔK constante

ΔN (cycles)	N (cycles)	a (mm)	ΔK ($\text{Nm}^{-3/2}$)	$\alpha=a/w$	$f(\alpha)$	Pmax (N)	Pmin (N)
	0	6.4	12000000	0.200	4.212	2548.1	254.8
6601	6601	6.9	12000000	0.216	4.410	2433.9	243.4
4873	11474	7.9	12000000	0.247	4.814	2229.5	222.9
4769	16243	8.9	12000000	0.278	5.235	2050.4	205.0
4076	20319	9.9	12000000	0.309	5.678	1890.2	189.0
4770	25089	10.9	12000000	0.341	6.153	1744.5	174.5
4932	30021	11.9	12000000	0.372	6.667	1609.8	161.0
4035	34056	12.9	12000000	0.403	7.235	1483.5	148.4
3835	37891	13.9	12000000	0.434	7.870	1363.7	136.4
5217	43108	14.9	12000000	0.466	8.593	1249.1	124.9
4268	47376	15.9	12000000	0.497	9.427	1138.6	113.9
5146	52522	16.9	12000000	0.528	10.404	1031.6	103.2
4201	56723	17.9	12000000	0.559	11.566	928.0	92.8
4519	61242	18.9	12000000	0.591	12.970	827.5	82.8
5285	66527	19.9	12000000	0.622	14.691	730.6	73.1
3292	69819	20.4	12000000	0.638	15.703	683.5	68.3

La longueur de fissure, a, en fonction du nombre de cycles, N, est présentée sur la [Figure III-5](#)

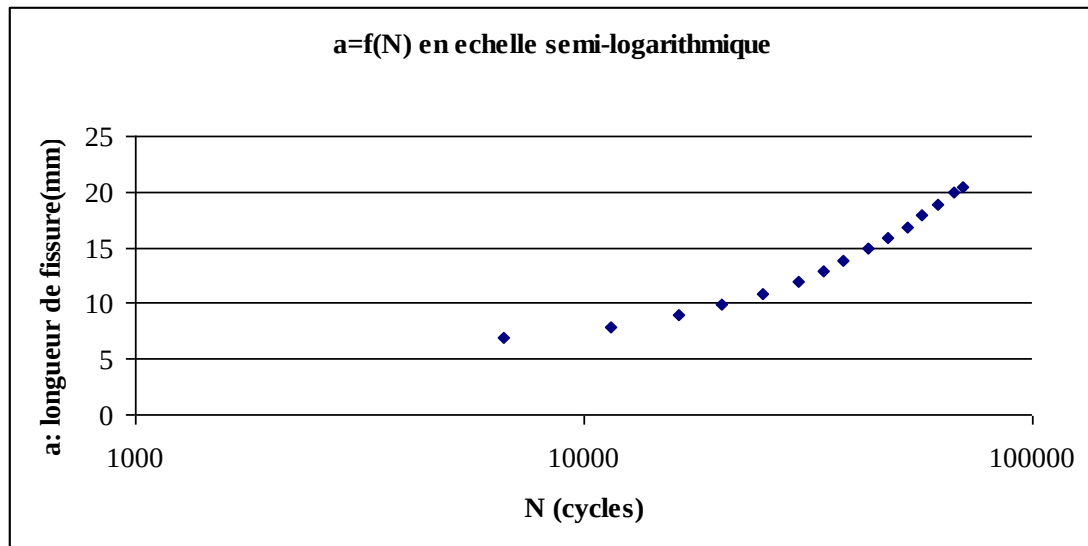


Figure III-5: Longueur de fissure, a , en fonction du nombre de cycles, N à ΔK constante

III.1.3. Essai de fatigue à ΔP constante sur l'éprouvette recuite

L'objectif de cet essai est de comparer la résistance à la fatigue et la taille de la zone plastique avec et sans recuit. L'éprouvette est polie jusqu'à $1 \mu\text{m}$ puis un recuit suivant du diagramme de recuit comme la [Figure III-6](#).

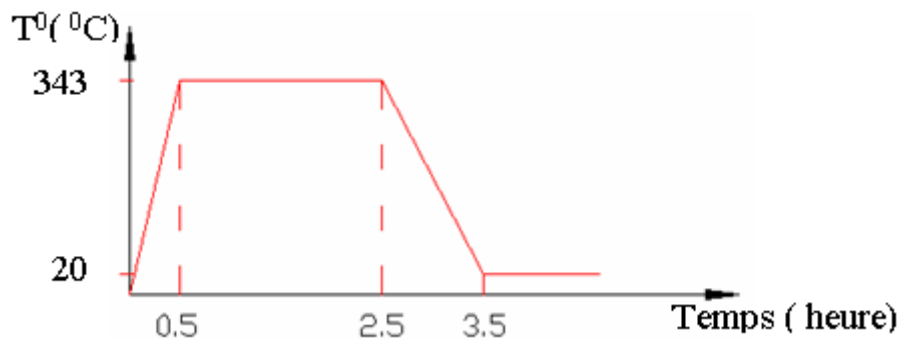


Figure III-6: Diagramme de recuit

Un essai de fatigue à ΔP constante avec pour valeur finale de ΔK de $16 \text{ MPa.m}^{1/2}$ avec les mêmes conditions d'essai est présenté dans la section III.1.1. La longueur de fissure, a , en fonction du nombre de cycles, N , et la vitesse de la fissuration, $\Delta a / \Delta N$, en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte, ΔK , sont présentés respectivement sur la [Figure III- 7](#) et la [Figure III-8](#). Ces résultats montrent que la longueur de fissure augmente de 6.4 mm à 20.4 mm à 77202 cycles

et la vitesse de fissuration augmente linéairement quand ΔK augmente de $7\text{MPa.m}^{1/2}$ à $16\text{MPa.m}^{1/2}$

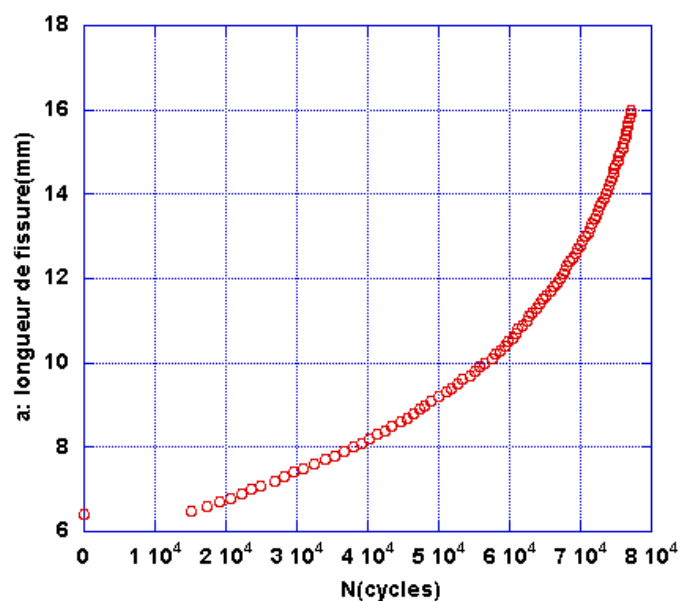


Figure III- 7: Longueur de fissure(a) en fonction du cycle (N) sur éprouvette recuite

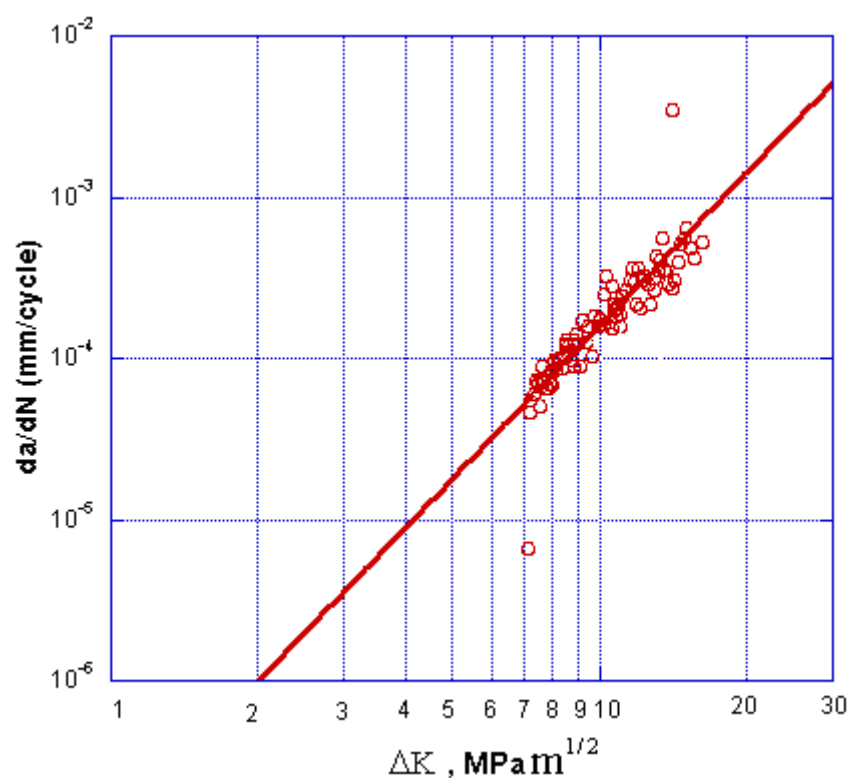


Figure III-8: La vitesse de la fissuration en fonction de ΔK en échelle logarithmique

III.2. Résultats des essais de nanoindentation

Développée dans le début des années 1970, la technique de nanoindentation est une technique populaire pour caractériser les matériaux à l'échelle nanométrique. Depuis sa conception originale, la méthode a subi de nombreuses améliorations et les changements apportés par l'amélioration des équipements d'essai et des techniques aussi bien que des progrès dans notre compréhension des mécanismes de contact élasto-plastique. Dans cette étude, la technique de nanoindentation est utilisée pour étudier la taille de la zone plastique en pointe de fissure sur l'alliage d'aluminium à haute résistance 2024T351 dans deux états: recuit et sans recuit. Quelques études sont conduites sur un acier inoxydable A316

III.2.1. Caractérisation d'une éprouvette vierge sans recuit

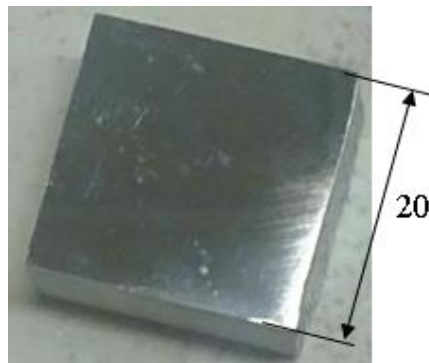


Figure III- 9: L'éprouvette carrée après polissage

L'objectif de ces essais est de rechercher la dureté et le module réduit en fonction de la charge sur une éprouvette vierge sans recuit comme sur la [Figure III- 9](#). Tout d'abord, l'éprouvette est polie jusqu'à $1\ \mu\text{m}$ puis, nous faisons 10 indentations avec des charges différentes. Les paramètres pour les essais sont : Indenteur: Berkovich 13595c; Charge minimale: 5 mN; Charge maximum: 185 mN; Charge initiale: 0.04mN; Taux de chargement: 1mN/s; Taux de déchargement: 1mN/s; Temps de maintien à charge maximale : 5s ; Espacement des indentations: 40 μm

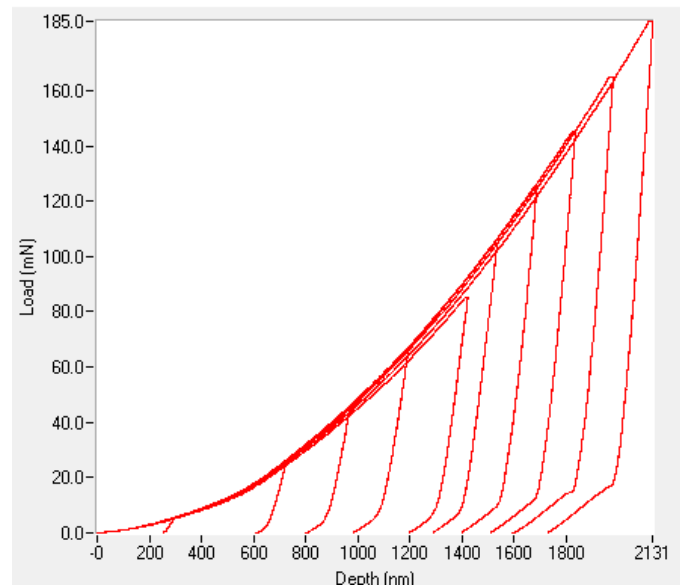


Figure III- 10: Les courbes d'indentation

La dureté et le module réduit en fonction de la charge sont présentés sur la [Figure III- 11](#) et la [Figure III- 12](#). Nous avons trouvé que pour une charge de 20mN, les résultats sont plus fiables car la dureté et le module réduit sont proches de la valeur moyenne; Par conséquent, la charge de 20mN est utilisée dans toutes les expériences de notre étude.

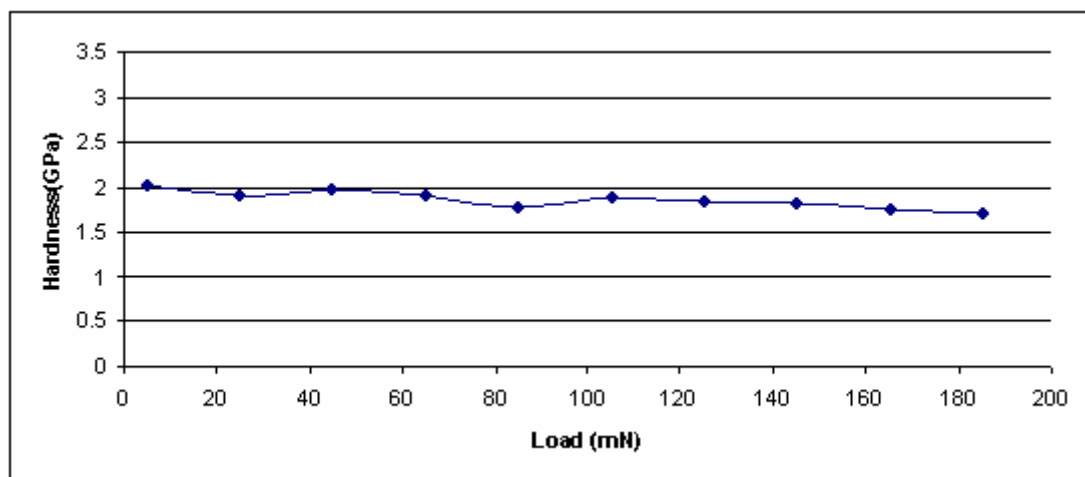


Figure III- 11: Dureté en fonction de la charge

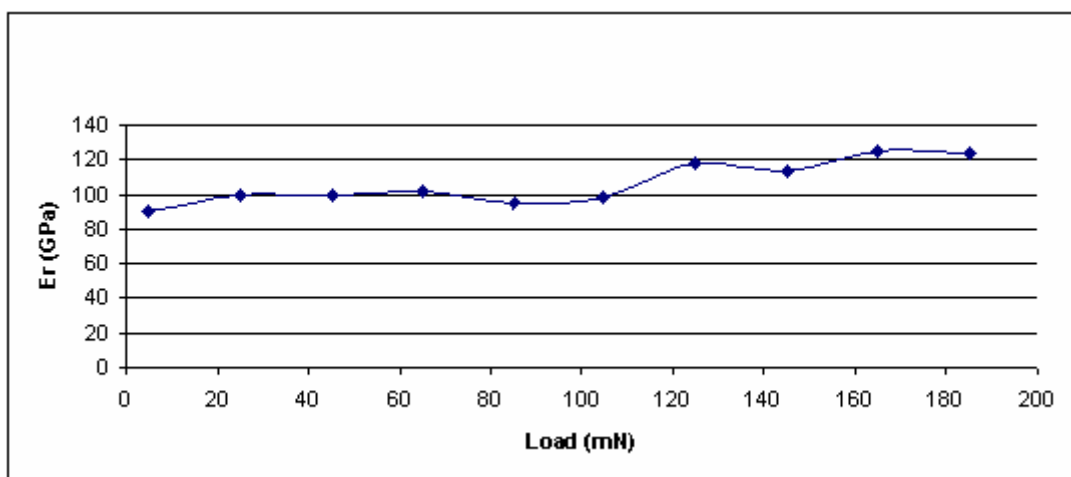


Figure III- 12: Réduit module en fonction de la charge

Pour normaliser par rapport aux valeurs du matériau n'ayant pas subi de chargement, nous avons effectué un essai de 25 indentations (cf. Figure III- 13). Les valeurs utilisées pour normaliser sont présentées dans le Tableau III- 2.

Tableau III- 2: La valeur moyenne pour 25 indentations

Dureté (GPa)	Module réduit (GPa)	Travail plastique (nJ)	Travail élastique (nJ)
1.89	79	3.762	0.82

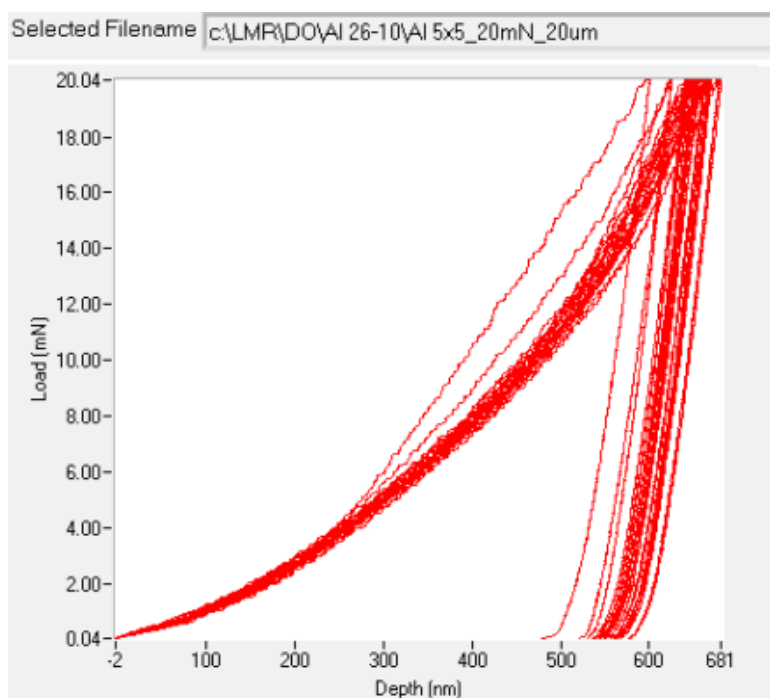


Figure III- 13: Les courbes d'indentation

III.2.2. Caractérisation d'une éprouvette vierge avec recuit

Tout d'abord, l'échantillon est poli puis subit un profil de recuit comme décrit sur la Figure III-6. Après le recuit, nous avons effectué des essais de nanoindentation pour chercher la dureté et le module réduit en fonction du temps. Nous faisons 10 indentations à différents moments après recuit. La dureté et le module réduit sont présentés sur la Figure III- 14 et la Figure III- 15. À partir de ces résultats, nous avons trouvé les valeurs moyennes du matériau pour une éprouvette recuite qui n'ayant pas subi de chargement. Les valeurs moyennes sont présentées dans le Tableau III-3

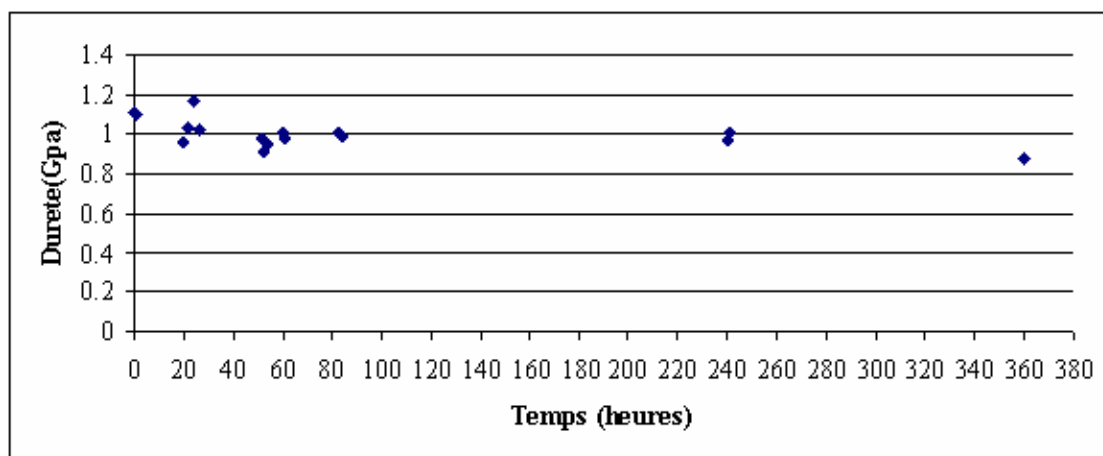


Figure III- 14: La dureté en fonction du temps après recuit

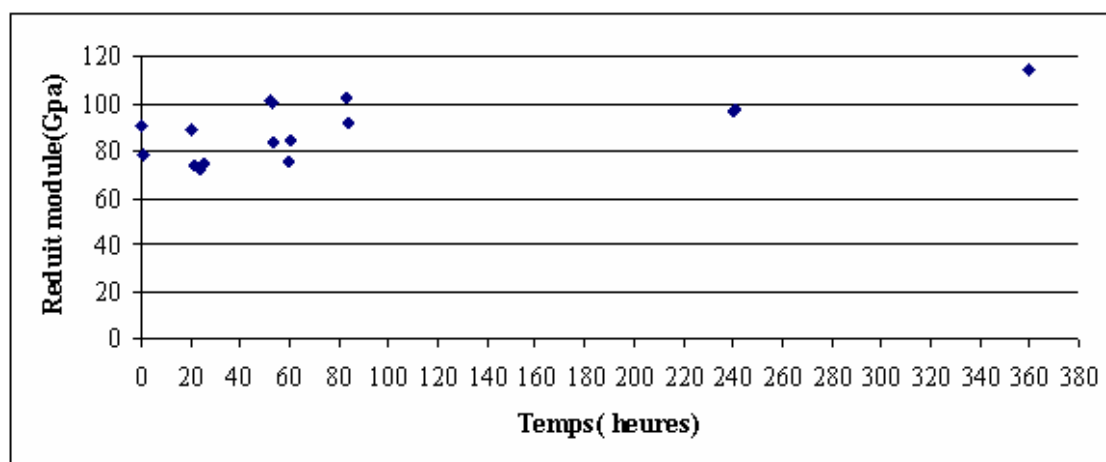


Figure III- 15: Module réduit en fonction du temps après recuit

Tableau III- 3: La valeur moyenne pour 135 indentations pour une éprouvette recuite

Dureté (GPa)	Module réduit (GPa)	Travail plastique (nJ)	Travail élastique (nJ)
0.98	92	5.576	0.574

III.2.3. Résultat pour l'éprouvette sans recuit à ΔP constant

Après l'essai de fatigue avec ΔP constante, l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure est de $16\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Les directions d'essais de nanoindentation sont présentées sur la Figure III- 16. La taille de la zone plastique en pointe de fissure est mesurée suivant cinq directions avec les conditions d'essais suivantes:

- Charge minimale: 20 mN; Charge maximale: 20 mN; Charge initiale: 0.03mN
- Temps de chargement: 30s; Temps de déchargement: 30s;
- Temps de maintien à charge maximale: 5s; Espacement des indentations: 20

μm

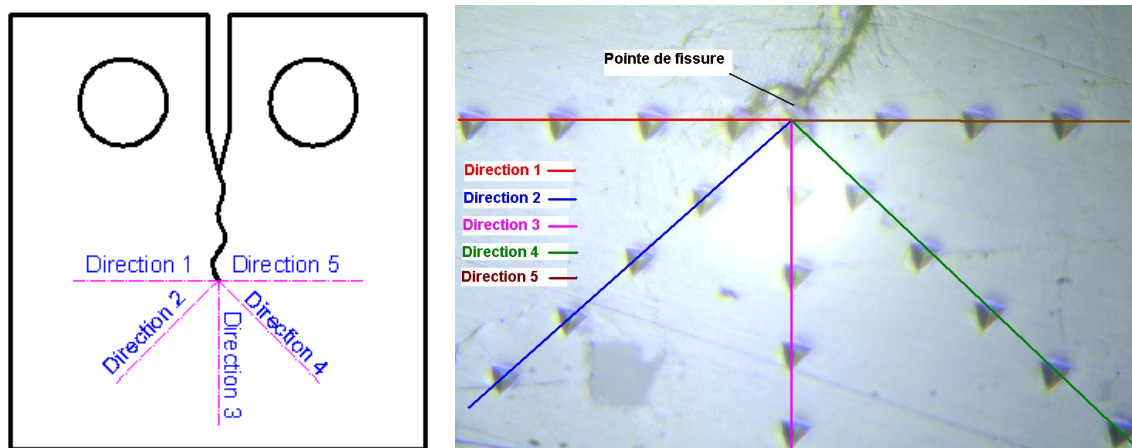


Figure III- 16: Les directions d'essais de nanoindentation

Les Figure III- 17, 18, 19, 20, 21 représentent la courbe de la dureté, du module réduit, du travail élastique, du travail plastique et de l'indice de plasticité en fonction de la distance par rapport à la pointe de fissure pour la direction 3. Les valeurs de chaque indentation sont divisées par la valeur moyenne afin de normaliser les résultats. Ainsi, la valeur de référence est 1. Les paramètres mentionnés ci-dessus changent très fortement près de la pointe de fissure. Cela signifie qu'au voisinage proche de la pointe de fissure, le matériau est fortement déformé. L'analyse des courbes de dureté, du travail élastique, du travail plastique et de l'indice de plasticité font apparaître deux points d'inflexion. Ces points marquent les limites des zones plastiques cyclique et monotone. Le premier point d'inflexion marque la transition entre la zone plastique cyclique et monotone. Le deuxième point d'inflexion est le point de transition entre la zone plastique monotone et la zone non-déformé

plastiquement. Cela reflète le fait que l'écroutissage est plus important dans la zone plastique cyclique par rapport à la zone plastique monotone. Le module réduit sur la [Figure III- 18](#) ne fait pas apparaître les deux points d'inflexion observés sur les autres courbes. On ne peut donc pas utiliser cette caractéristique pour évaluer la taille de la zone plastique en pointe de fissure. Ceci est prévisible car le module réduit caractérise l'élasticité du matériau et non pas la plasticité. Les résultats pour les cinq directions sont présentés dans le [Tableau III-4](#)

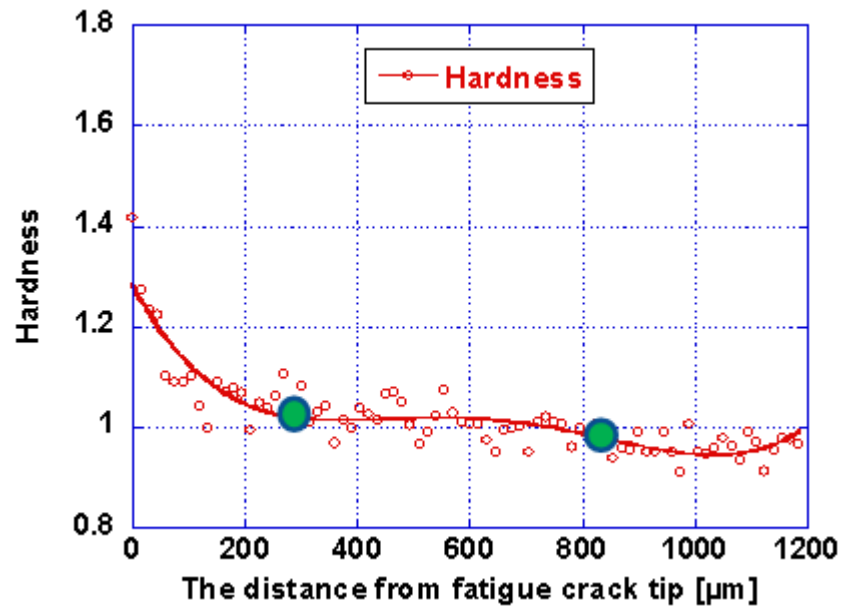


Figure III- 17: Résultat analytique de la dureté pour la direction 3

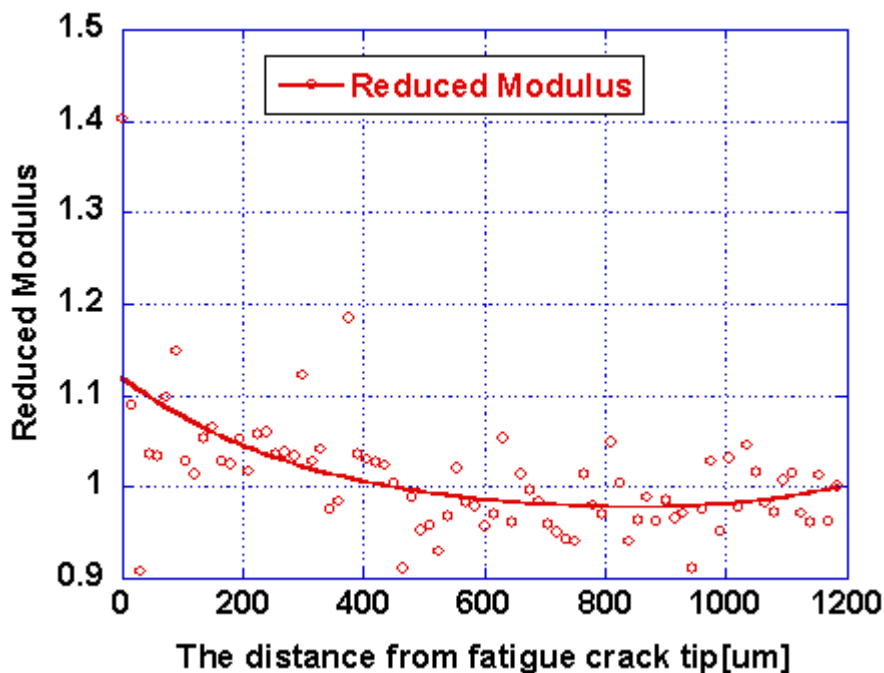


Figure III- 18: Résultat analytique du module réduit pour la direction 3

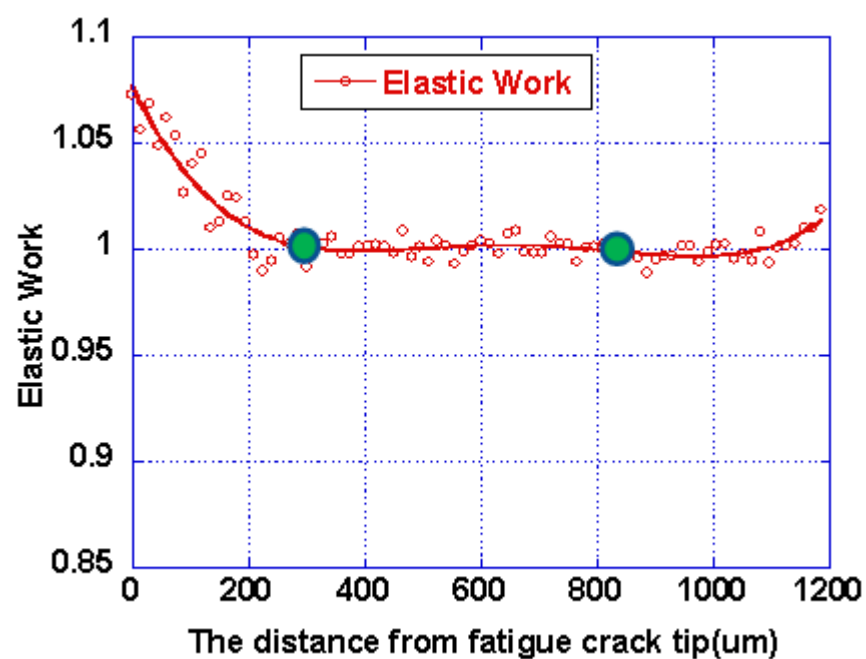


Figure III- 19: Résultat analytique du travail élastique pour la direction 3

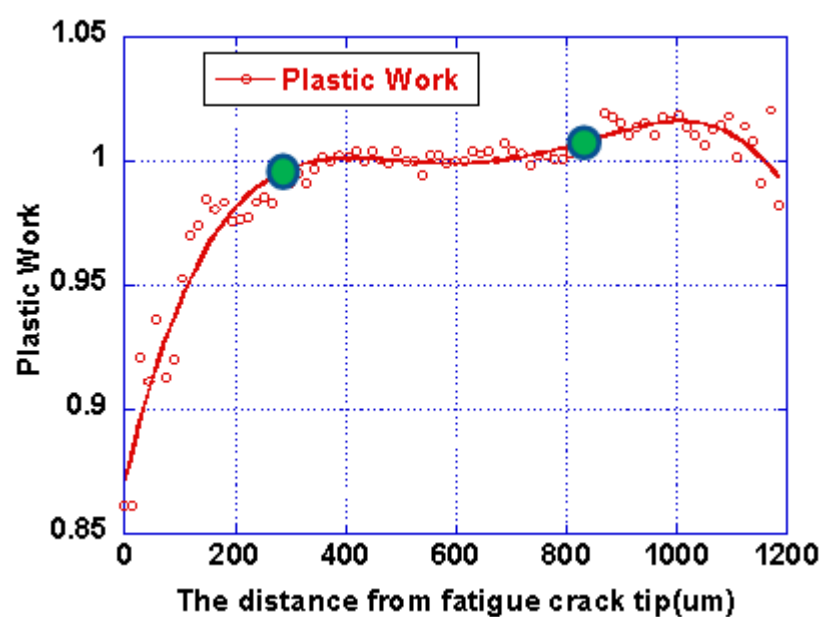


Figure III- 20: Résultat analytique du travail plastique pour la direction 3

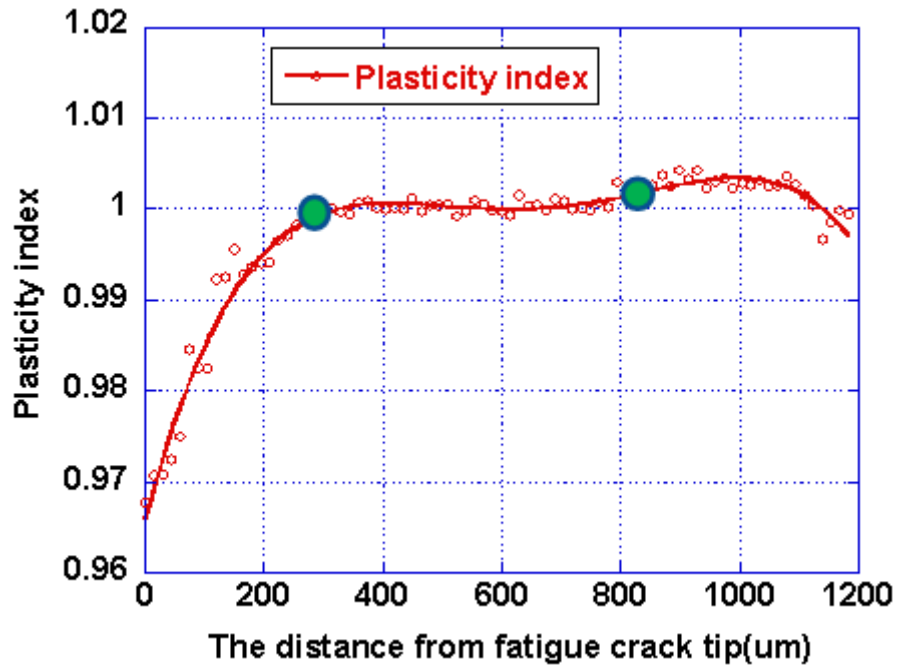


Figure III- 21: Résultat analytique de l'indice de plasticité pour la direction 3

Tableau III- 4: La taille de la zone plastique par la technique de nanoindentation

Diections	La taille de la zone plastique cyclique (μm)	La taille de la zone plastique monotone (μm)
Direction 1	220	640
Direction 2	220	715
Direction 3	285	810
Direction 4	200	720
Direction 5	200	620

Selon le modèle d'Irwin, le rayon de la zone plastique monotone est déterminé par

cette formule: $r_{mp} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2$ en contrainte plane.

Selon Ranganathan [71], Izumi et al [1], la taille de la zone plastique cyclique

est déterminé par cette formule : $r_{cp} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K}{\sigma_c} \right)^2$

Pour cette étude:

$\sigma_y = 300$ MPa (Limite élastique conventionnelle à 0.2%)

$K_I = 16 \text{ MPa.m}^{1/2}$ (facteur d'intensité de contrainte pour mode I)

$\sigma_c = 500 \text{ MPa}$ (Limite élastique cyclique correspondant à 0.2%)

Donc, d'après ces formules, le rayon de la zone plastique cyclique et monotone est de $166,6 \text{ }\mu\text{m}$ et $571,7 \text{ }\mu\text{m}$. À partir de ces résultats et le [Tableau III-4](#), on peut tracer la [Figure III- 22](#)

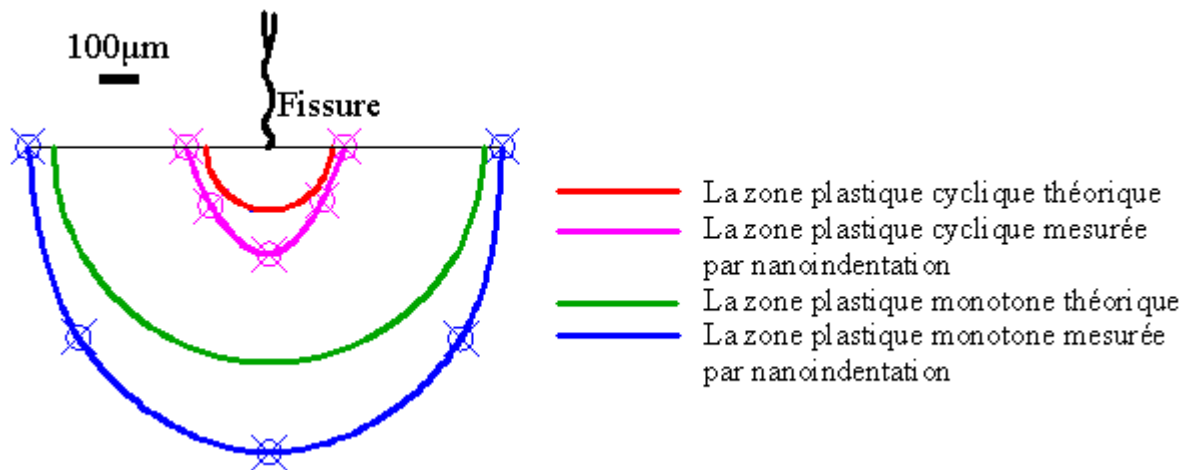


Figure III- 22: Taille de la zone plastique theorique et par nanoindentation pour l'alliage d'aluminium 2024T351 sur l'éprouvette non recuit

Pour vérifier les résultats actuels, on effectue des mesures similaires sur un échantillon préalablement fissurée du même alliage d'aluminium (sur éprouvette CT75). L'échantillon est poli jusqu'à $1\text{ }\mu\text{m}$ et puis nous faisons un essai de fatigue jusqu'à $\Delta K=19,85 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $K_{\max}= 22 \text{ MPa.m}^{1/2}$ en pointe de fissure correspondant à une longueur de fissure de 36 mm. Ensuite on effectue des essais de nanoindentations en pointe de fissure pour deux directions comme sur la [Figure III- 24](#)

Les résultats pour la dureté et l'indice de plasticité sont présentés sur les [Figure III- 25, 26](#). Ces figures montrent le relation entre la dureté et l'indice de plasticité en fonction de la distance par rapport à la pointe de fissure. Les tailles des zones plastiques cyclique et monotone sont marquées par la distance de la pointe de fissure au premier et second point d'inflexions sur chaque figure. Elle est de $250 \text{ }\mu\text{m}$ et $856 \text{ }\mu\text{m}$ respectivement en théorie et expérimentalement elle est de $380 \text{ }\mu\text{m}$ et $800 \text{ }\mu\text{m}$. La valeur de la taille de la zone plastique est comparable à celle donnée par la formule theorique.

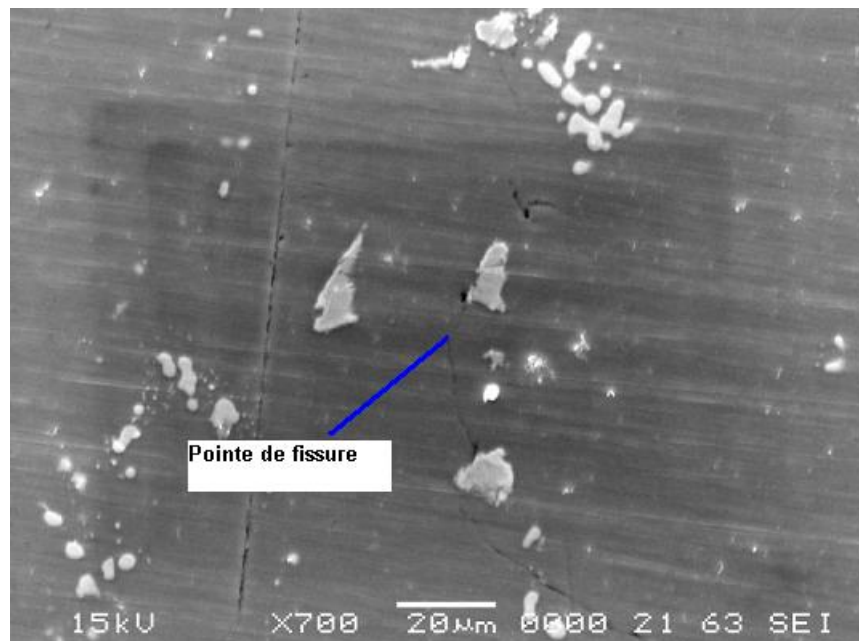


Figure III- 23: Pointe de fissure avant de faire nanoindentation



Figure III- 24: Pointe de fissure après de faire des essais de nanoindentation

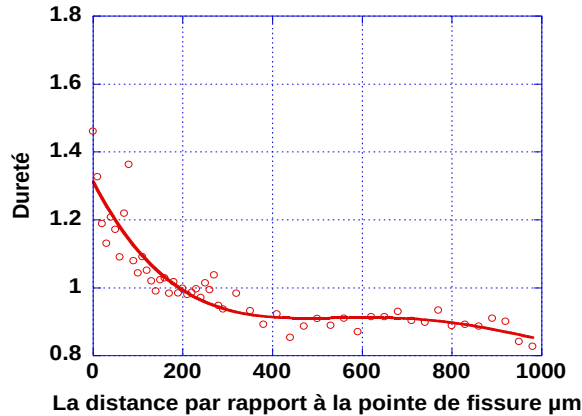


Figure III- 25: Résultat analytique de la dureté avec $\Delta K=19,85 \text{ MPa.m}^{1/2}$

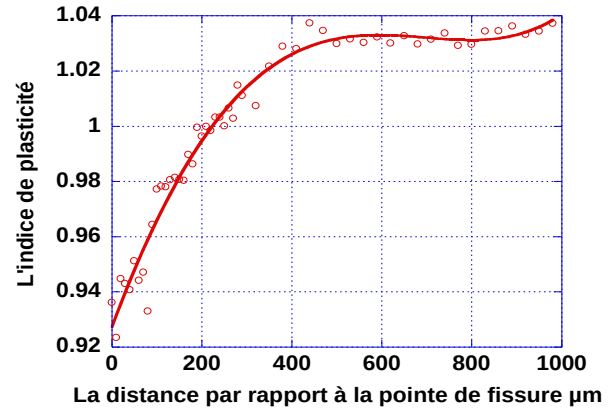


Figure III- 26: Résultat analytique de l'indice de plasticité

III.2.4. Résultat pour éprouvette avec recuit à ΔP constant

La taille de la zone plastique en pointe de fissure pour l'éprouvette recuite est mesurée suivant les cinq directions décrites sur la Figure III- 16. Les résultats obtenus par nanoindentation pour la dureté, le module réduit, le travail plastique, le travail élastique et l'indice de plasticité sont présentés sur les Figure III- 27, 28, 29, 30, 31. On ne voit pas apparaître les deux points d'inflexion. Ces résultats diffèrent des résultats théoriques en raison des changements dans la structure du matériau après recuit. On ne peut donc pas utiliser ces données pour évaluer la taille de la zone plastique cyclique et monotone pour les raisons suivantes:

- Après le recuit, la dureté du matériau diminue significativement (dureté pour éprouvette sans recuit $\approx 1,9 \text{ GPa}$, et pour éprouvette avec recuit $\approx 1 \text{ GPa}$, voir le Tableau III- 2 et le Tableau III- 3)
- La dureté du matériau est distribuée aléatoirement dans le voisinage proche de la pointe de fissure.

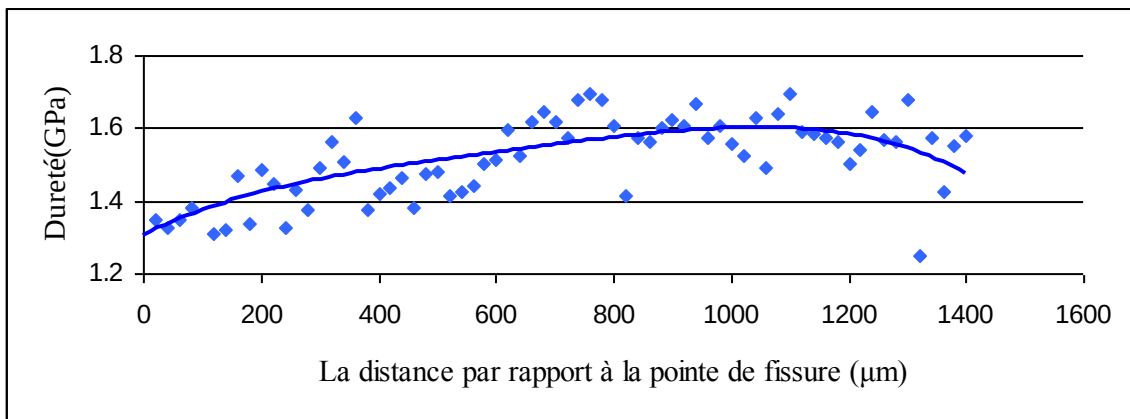


Figure III- 27: Résultat analytique de la dureté pour éprouvette recuit

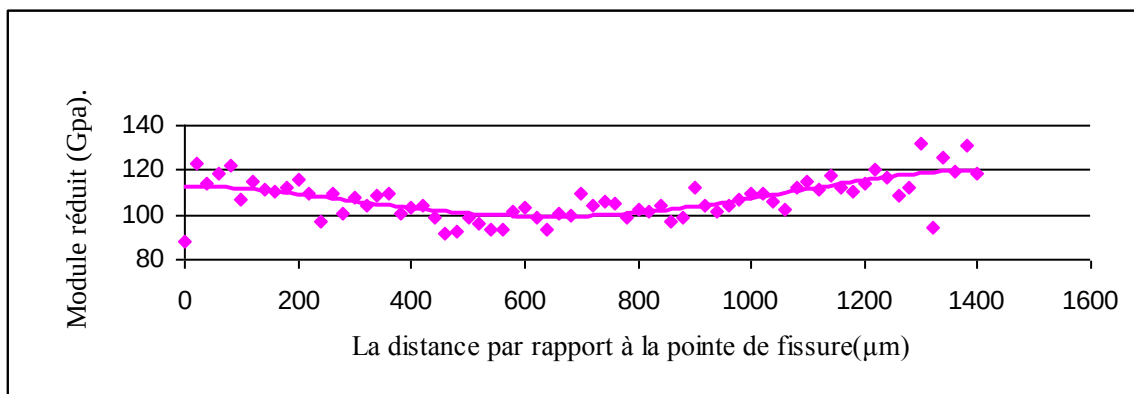


Figure III- 28: Résultat analytique du réduit module pour éprouvette recuit

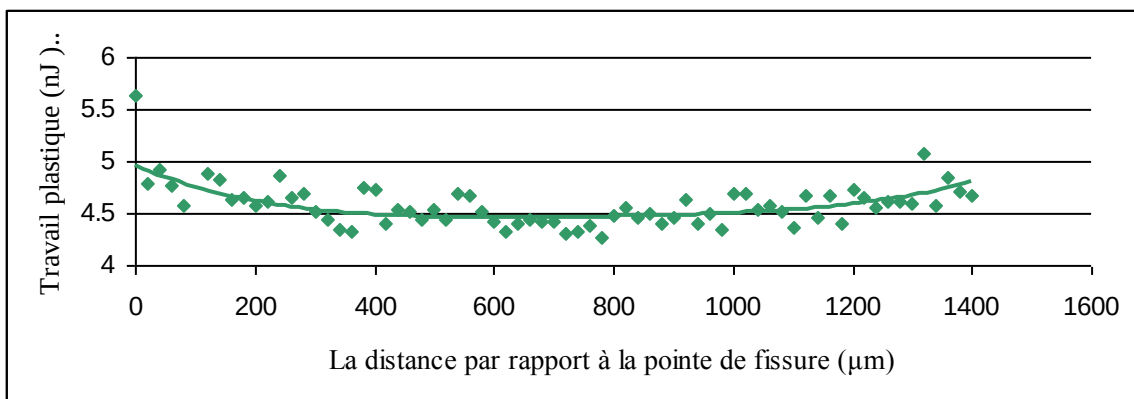


Figure III- 29: Résultat analytique du travail plastique pour éprouvette recuit

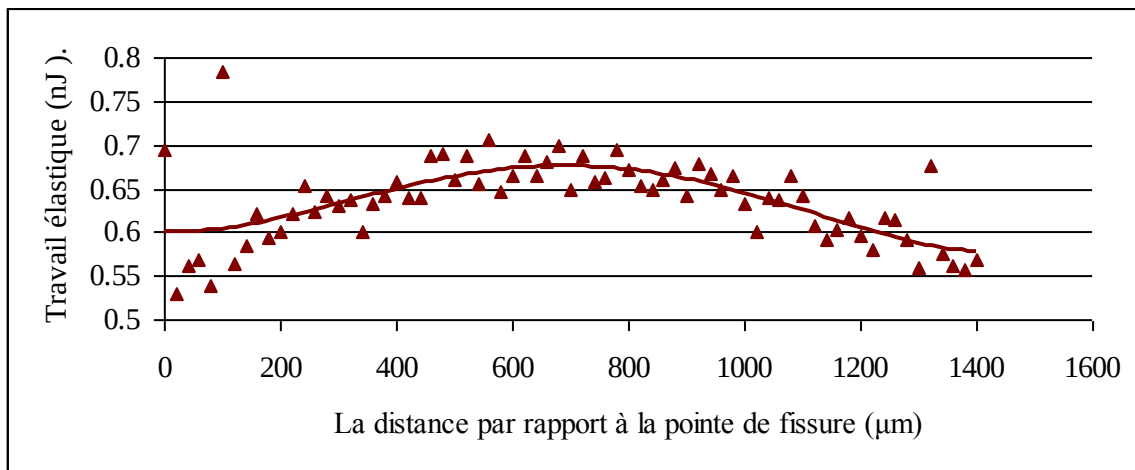


Figure III- 30 : Résultat analytique du travail élastique pour éprouvette recuit

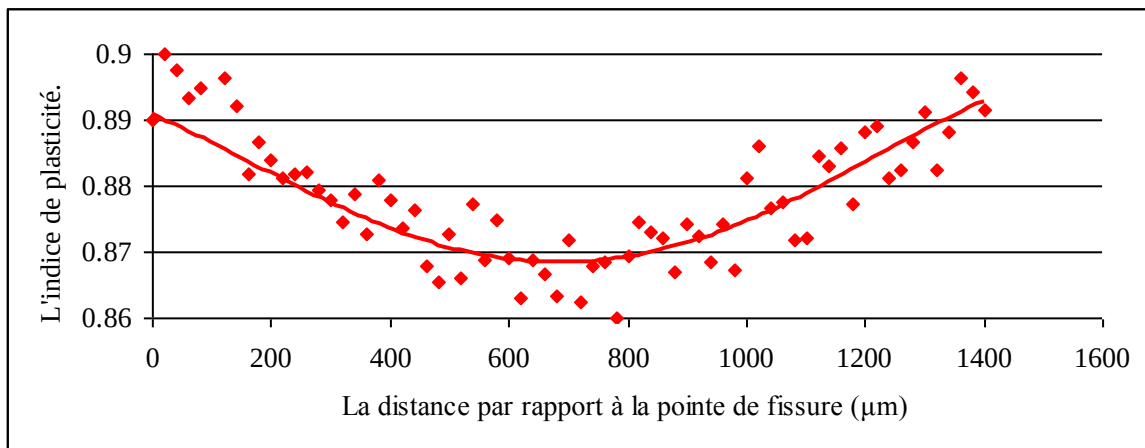


Figure III- 31: Résultat analytique de l'indice de plasticité pour éprouvette recuit

III.2.5. Résultat pour éprouvette sans recuit à $\Delta K = \text{constant}$

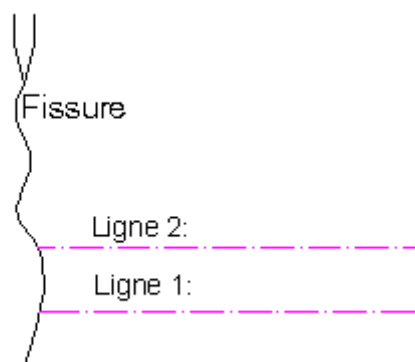


Figure III- 32: Directions perpendiculaire à la fissure pour faire les essais de nanoindentation

En théorie, si l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte est constante alors la taille de la zone plastique est constante le long de la fissure (voir [Figure I- 34](#)). Pour observer cela, nous avons créé une fissure de 20,4 mm avec ΔK constant = 12

MPa.m^{1/2}. Les directions pour faire les essais de nanoindentation sont présentés sur la Figure III- 32. Les Figure III- 33, 34, 35, 36, 37 présentent les resultats obtenus par nanoindantation pour la ligne 1 (cf.Figure III- 32)

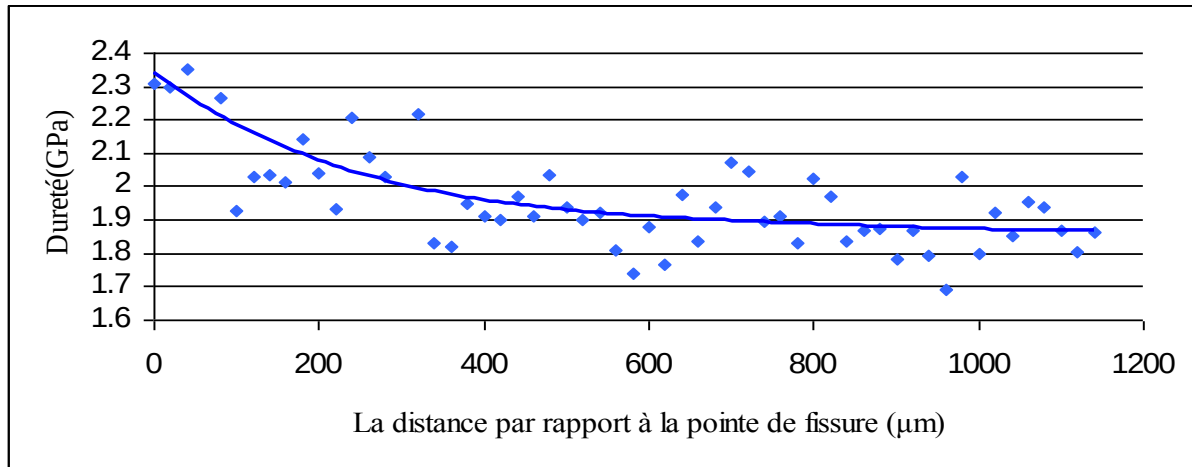


Figure III- 33: Résultat analytique de la dureté à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

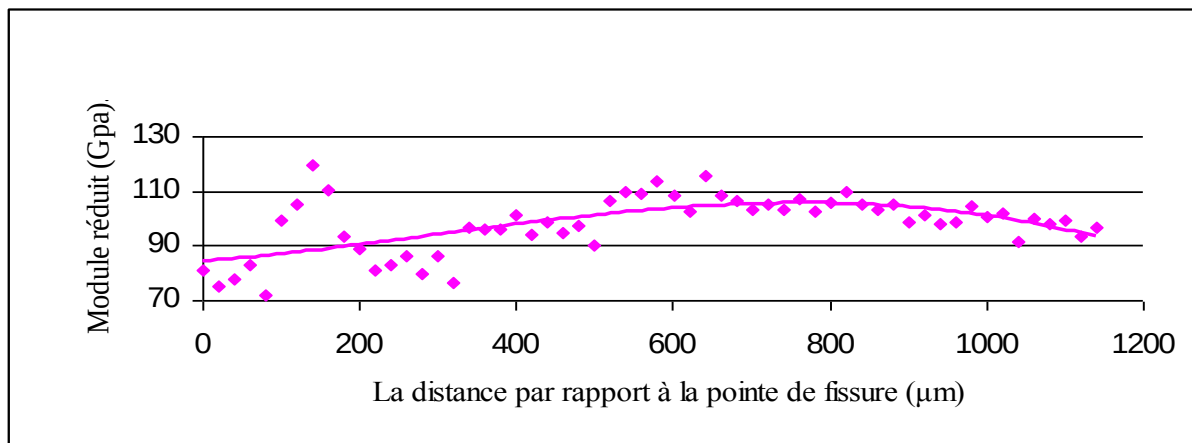


Figure III- 34: Résultat analytique du module réduit à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

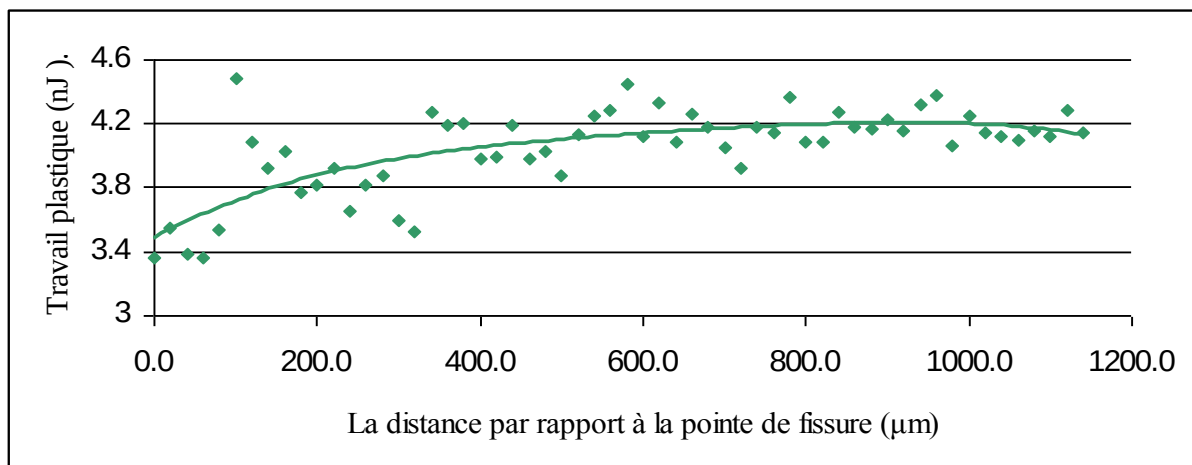


Figure III-35: Résultat analytique du travail plastique à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

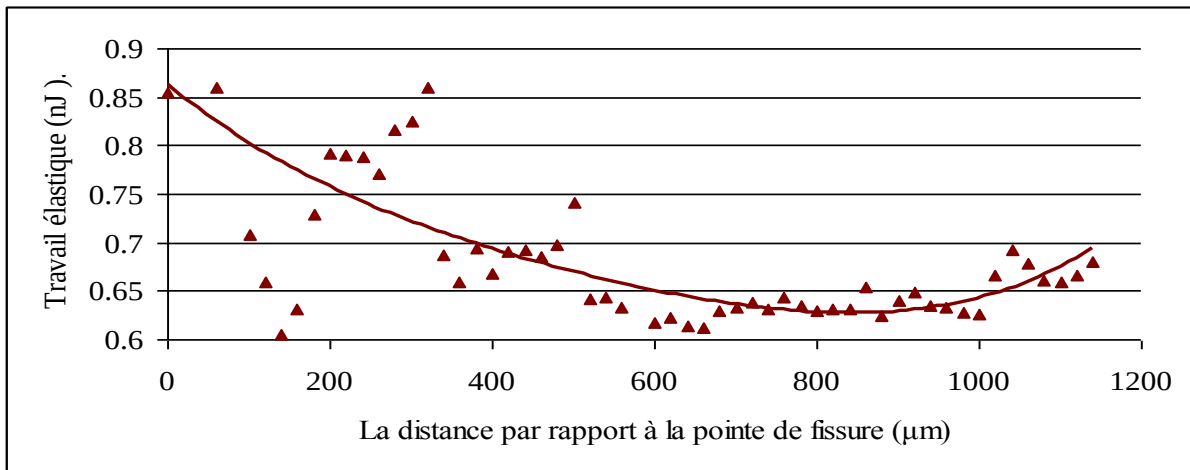


Figure III- 36: Résultat analytique du travail élastique à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

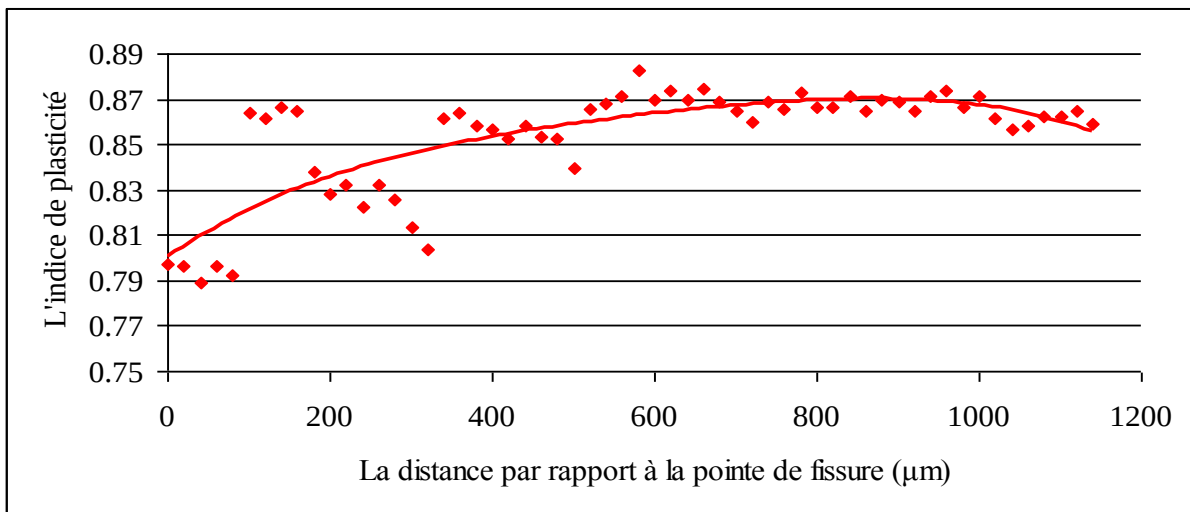


Figure III- 37: Résultat analytique de l'indice de plasticité à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

Les résultats obtenus par nanoindentation pour la ligne 2 (cf. Figure III- 32) sont présentés sur les Figure III- 38, 39, 40, 41, 42

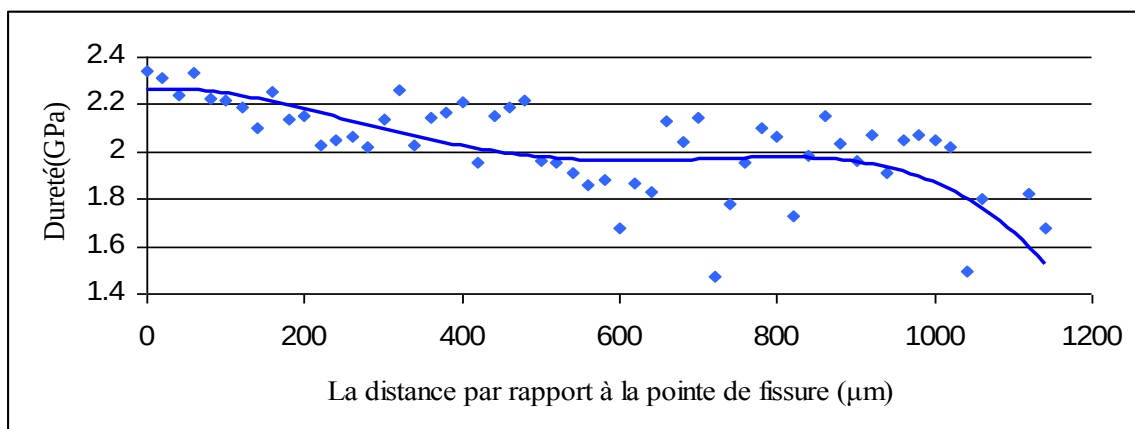


Figure III- 38: Résultat analytique de la dureté à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

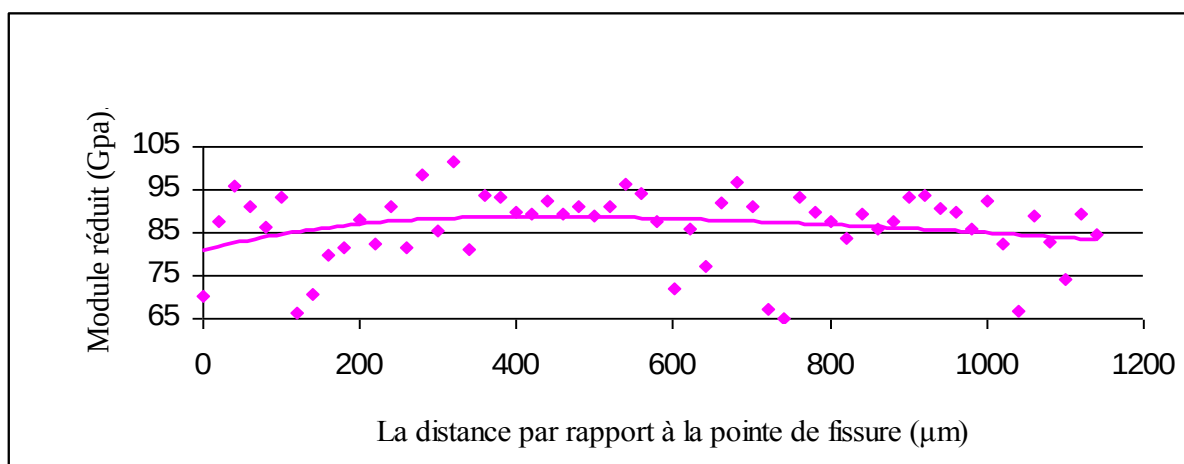


Figure III- 39: Résultat analytique du réduit module à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

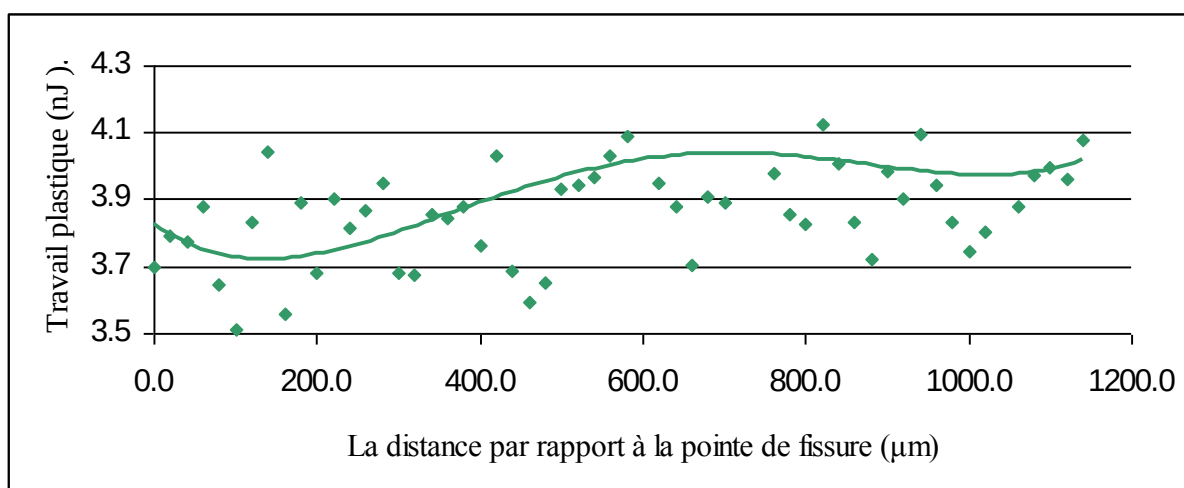


Figure III- 40: Résultat analytique du travail plastique à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

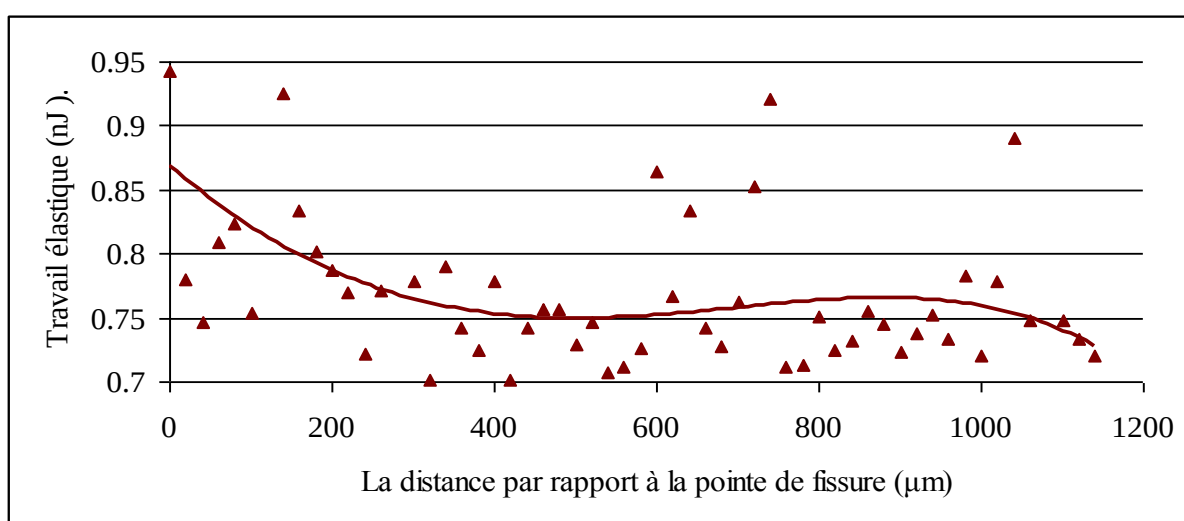


Figure III- 41: Résultat analytique du travail élastique à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

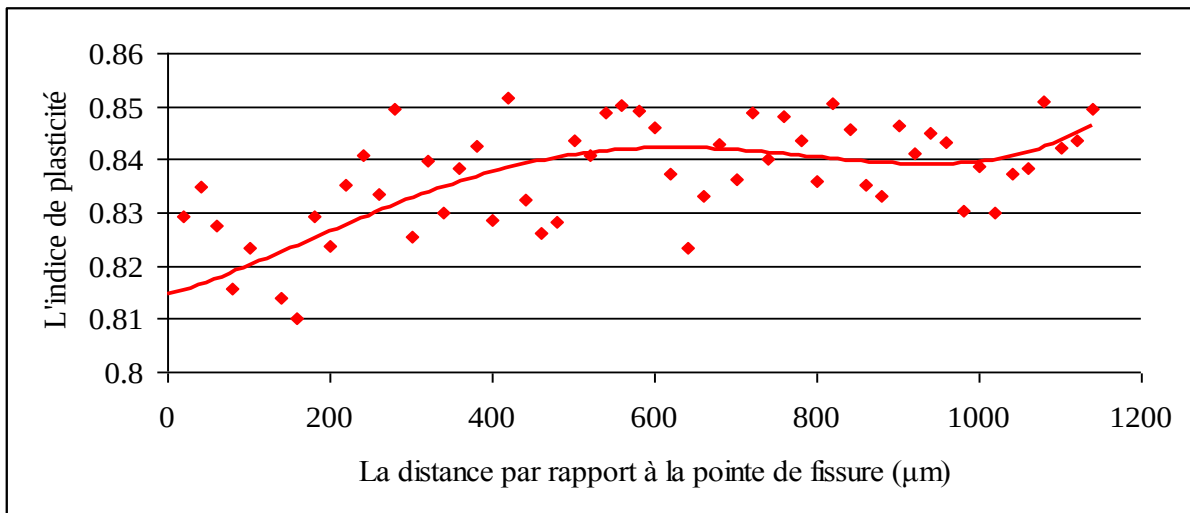


Figure III-42: Résultat analytique de l'indice de plasticité à $\Delta K = \text{constante} = 12 \text{ MPa.m}^{1/2}$

Sur la base de la valeur normalisée pour la dureté qui est présentée dans le [Tableau III- 2](#). On trouve que la taille de la zone plastique monotomone est de $600 \mu\text{m}$ pour linge 1 et 2, ceci est en accord avec la théorie sur la forme (cf. [Figure I- 34](#)), mais différentes sur la taille (elle est de $314 \mu\text{m}$ en théorie). Notons que la formule théorique pour calculer le rayon de la zone plastique n'est pas toujours en accord avec tous les matériaux et toutes les conditions d'essais. Dans ce cas, la formule théorique n'est pas précise à $\Delta K = \text{constante}$.

III.2.6. Résultat de nanoindentation en pointe de fissure surcharge sur éprouvette CT32

Pour connaître l'influence d'une surcharge sur la zone plastique, on effectue des essais de fatigue et de nanoindentation pour caractériser la taille de la zone plastique. Le profil de l'essai de surcharge est présenté sur la [Figure III- 43](#)

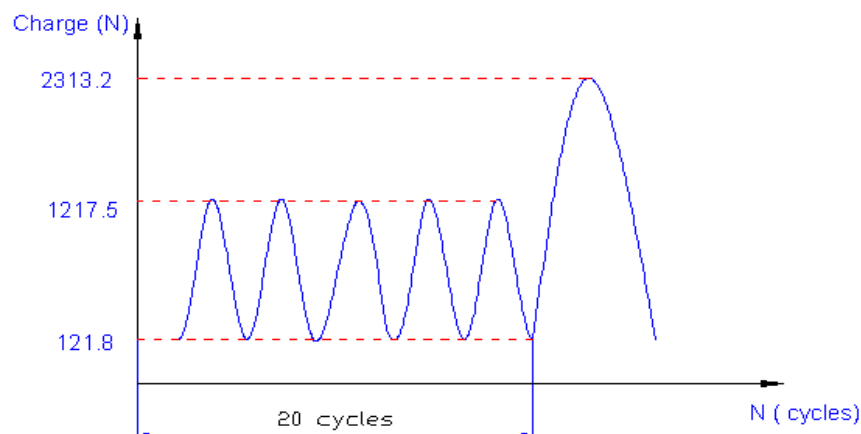


Figure III- 43: Essais de fatigue avec une surcharge

À partir de $a = 18,14 \text{ mm}$ avec un $\Delta K = 16 \text{ MPa.m}^{1/2}$ en pointe de la fissure, nous appliquons une surcharge comme indiquée sur la [Figure III- 43](#). Après l'essai, on atteint un $\Delta K = 32 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $K_{\max} = 34 \text{ MPa.m}^{1/2}$ en pointe de fissure. Selon la formule théorique pour calculer le rayon de la zone plastique, on obtient le résultat suivant:

- Le rayon de la zone plastique monotone:

$$r_{\text{mp}} = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 = \frac{1}{6.28} \cdot \left(\frac{34}{300} \right)^2 \cdot 1000 = 2.04 \text{ mm}$$

- Le rayon de la zone plastique cyclique:

$$r_{\text{cp}} = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K}{\sigma_c} \right)^2 = \frac{1}{6.28} \cdot \left(\frac{32}{500} \right)^2 \cdot 1000 = 0.65 \text{ mm}$$

Les directions pour faire les essais de nanoindentation sont montrées sur la [Figure III- 44](#). Il y a 100 indentations pour chaque direction.

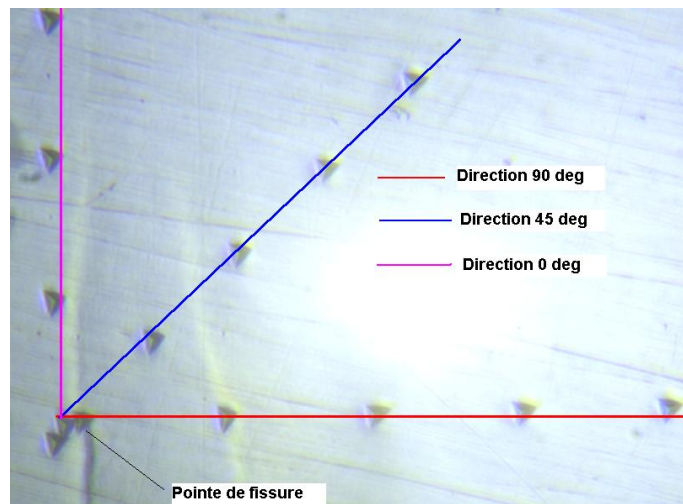


Figure III- 44: Les directions d'indentation en pointe de fissure surchargée

Les courbes d'indentation pour la direction 45° sont présentées sur la [Figure III- 45](#). Ces courbes indiquent que les résultats obtenus sont parfaitement exploitables.

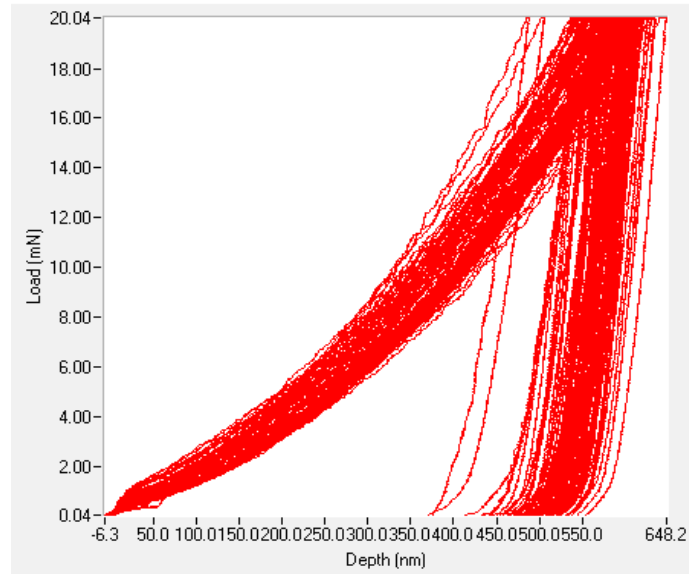


Figure III- 45: Les courbes d'indentation en pointe de fissure surchargée à 45°

La courbe de la dureté, du module réduit, du travail élastique, du travail plastique et de l'indice de plasticité en fonction de la distance par rapport à la pointe de fissure pour la direction 45° sont présentés sur les [Figure III- 46, 47, 48, 49, 50](#). La taille des zones plastiques cyclique et monotone sont de 600 μm et 1800 μm respectivement pour cette direction.

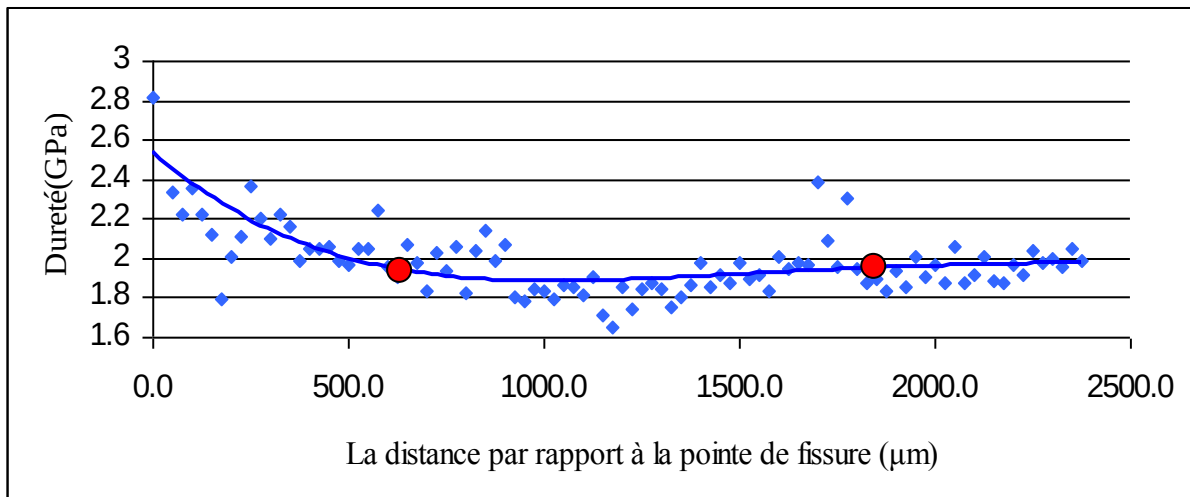


Figure III- 46: Dureté pour la direction 45°

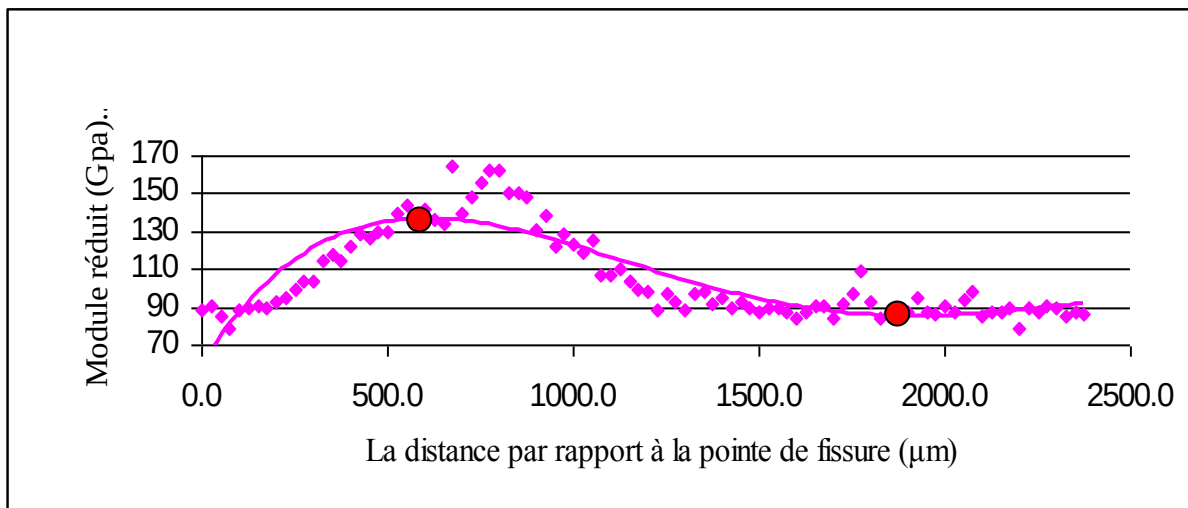


Figure III- 47: Module réduit pour la direction 45°

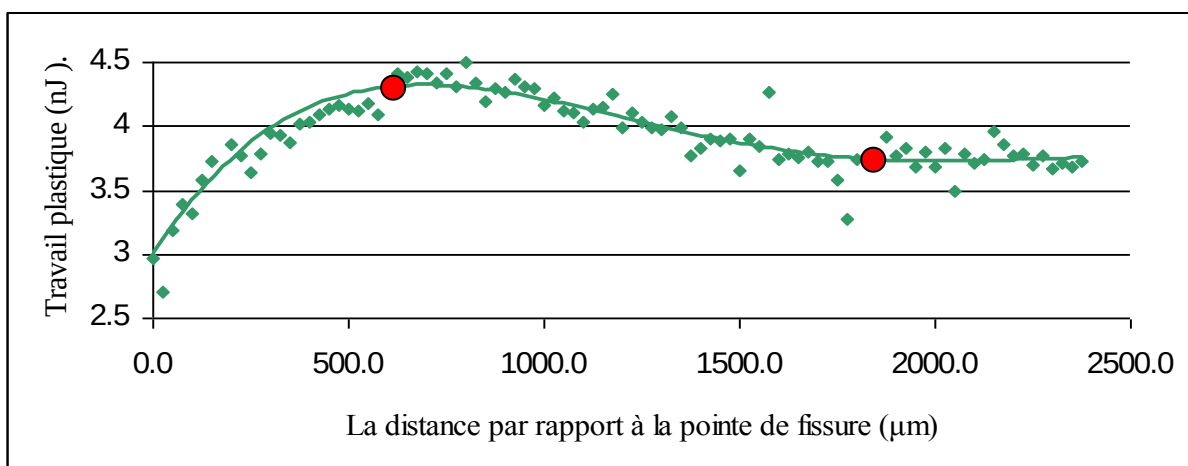


Figure III- 48: Travail plastique pour la direction 45°

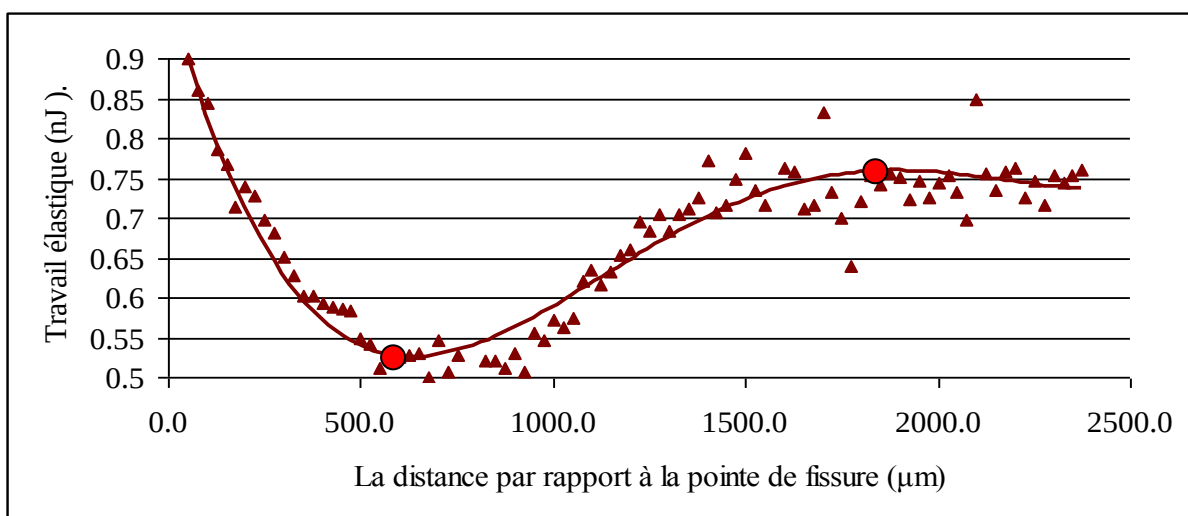


Figure III- 49: Travail élastique pour la direction 45°

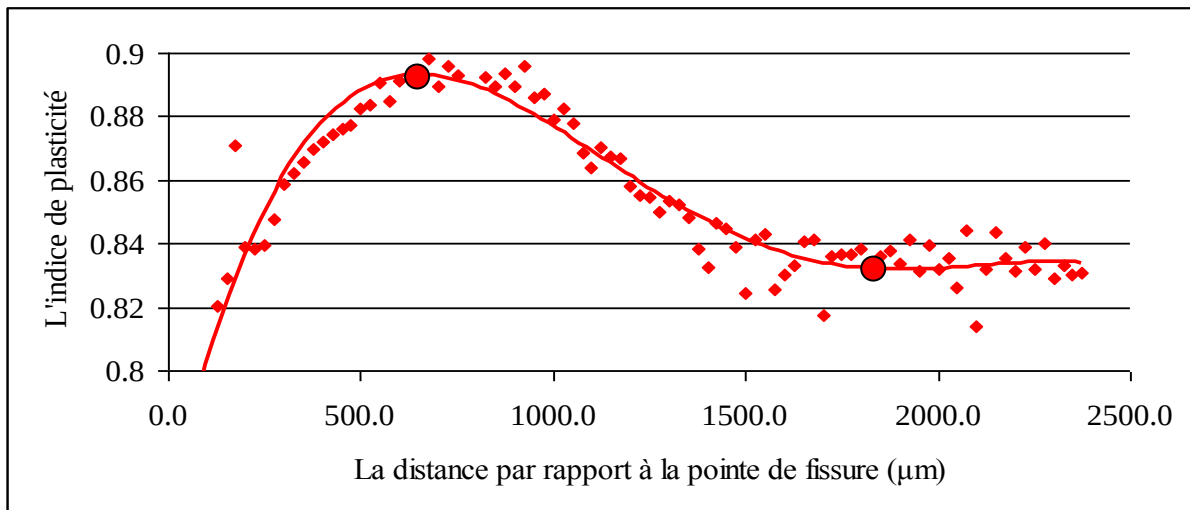


Figure III- 50: L'indice de plasticité pour la direction 45°

L'analyse des résultats pour la direction 90° fait apparaître des tailles de zones plastiques cyclique et monotone de 500μm et 1500μm respectivement pour cette direction.

La zone plastique en pointe de fissure après surcharge en théorie et par la technique de nanoindentation pour les directions 0°, 45°, et 90° sont présentés sur la [Figure III- 51](#)

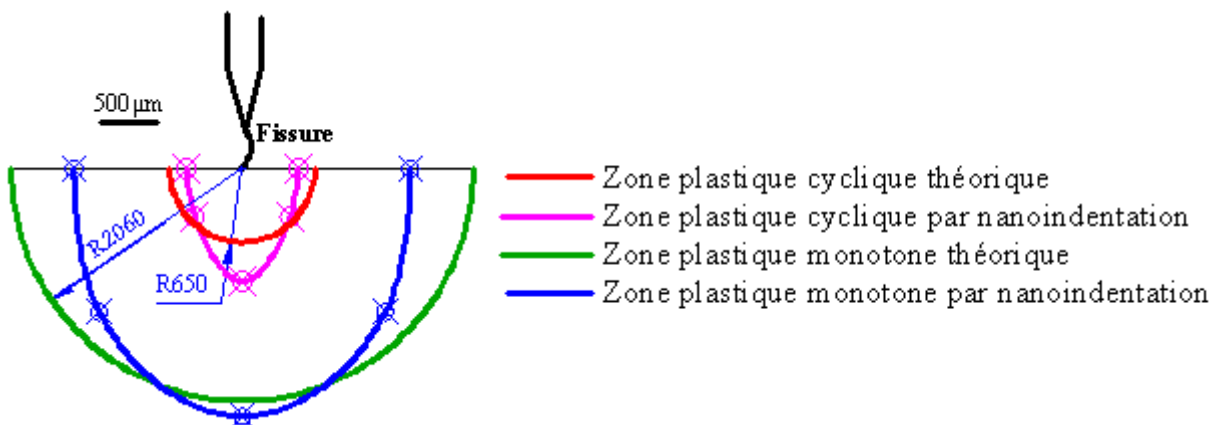


Figure III- 51: Taille de la zone plastique theorique et par nanoindentation

III.2.7. Résultat de nanoindentation pour acier 316

L'objectif de cet essai est de comparer la taille de la zone plastique sur deux matériaux différents. Dans cette partie, nous utilisons la technique de nanoindentation pour déterminer la taille de la zone plastique pour l'acier 316. La composition massique de l'alliage A316 et ses propriétés mécaniques en traction du matériau sont présentés dans le chapitre II. L'éprouvette CT75 avec une épaisseur de

10mm est utilisé dans cet essai. L'amplitude du facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure à la fin de l'essai de fatigue est de $26.8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $K_{\max} = 29.7 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Les directions pour faire des essais de nanoindentation sont présentées sur la Figure III- 16. Il y a 70 indentations dans chaque direction avec un espacement entre chaque indentation de $50 \text{ }\mu\text{m}$. La charge est de 200 mN, le temps de chargement et déchargement de 60s.

Les Figure III- 52, 53, 54, 55, 56 présentent les résultats pour la dureté, le module réduit, le travail plastique, le travail élastique et l'indice de plasticité pour la direction 0 degré. Ces résultats sont obtenus en accord la théorie. Les zones plastiques cyclique et monotone par nanoindentation sont respectivement de $500\mu\text{m}$ et $3000\mu\text{m}$. En théorie, la taille de la zone plastique monotone est de $3342 \text{ }\mu\text{m}$. Les courbes d'indentation représentées sur la Figure III- 57 indiquent que le matériau est homogène et la surface d'éprouvette est bien polie.

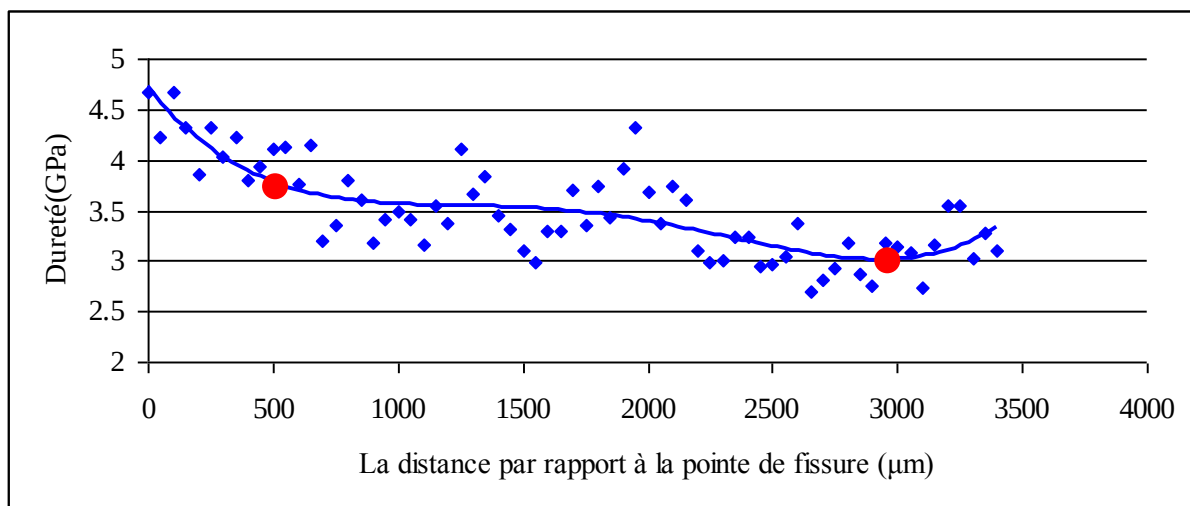


Figure III- 52: Dureté pour acier

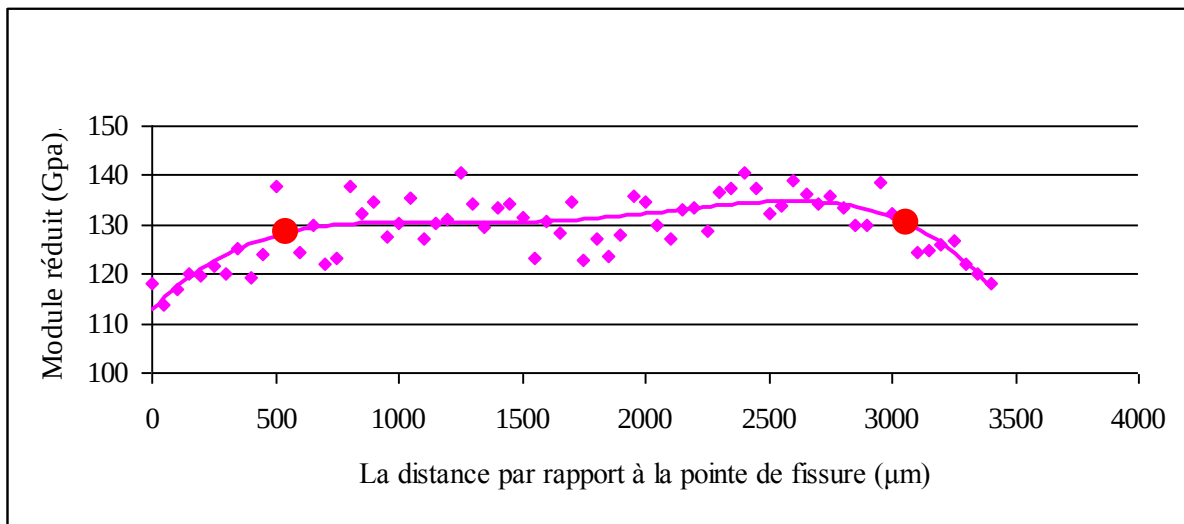


Figure III- 53: Module réduit pour acier

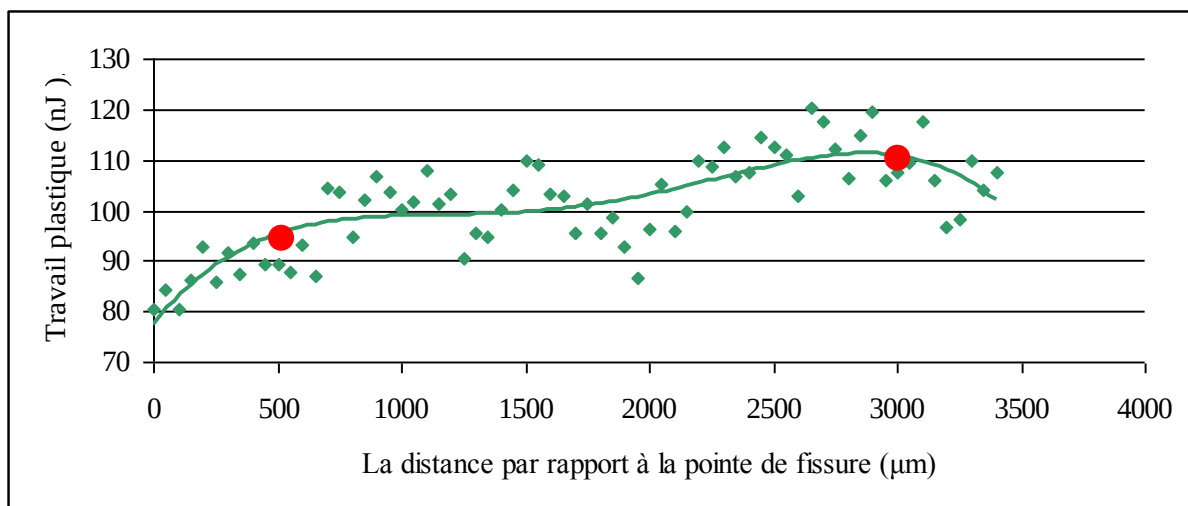


Figure III- 54: Travail plastique pour acier CT75

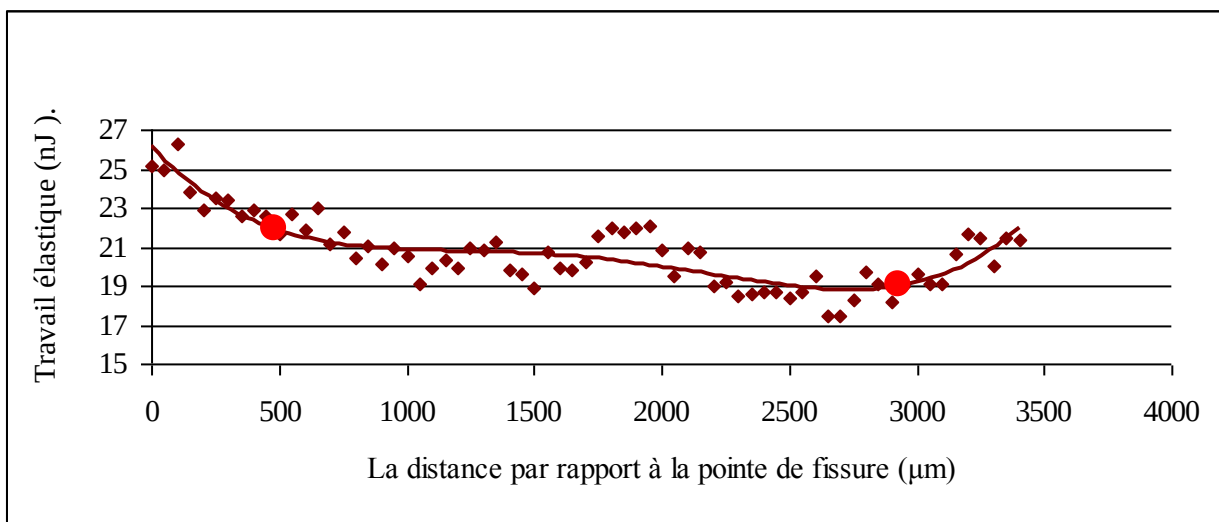


Figure III- 55: Travail élastique pour acier CT75

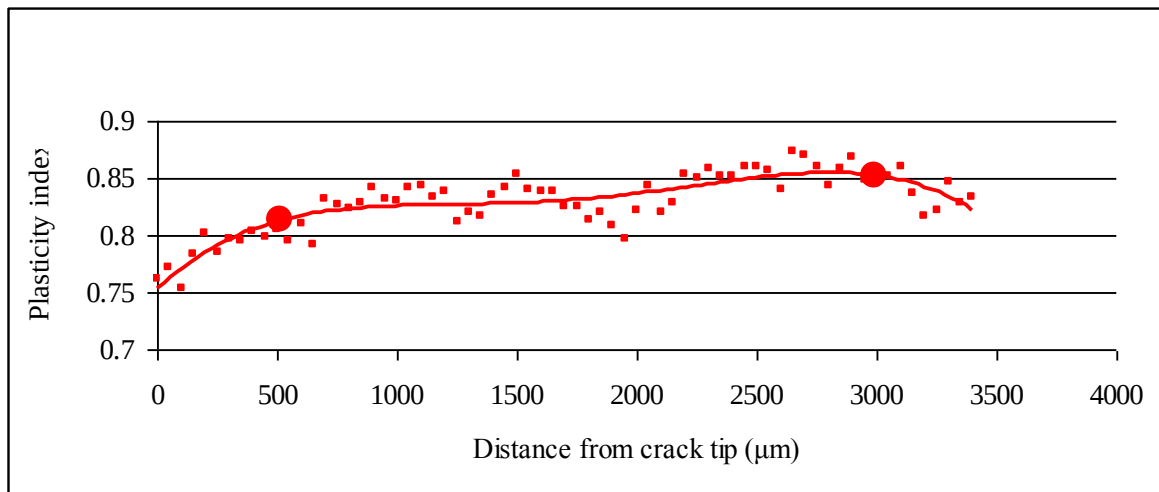


Figure III- 56: Indice de plasticité pour acier CT75

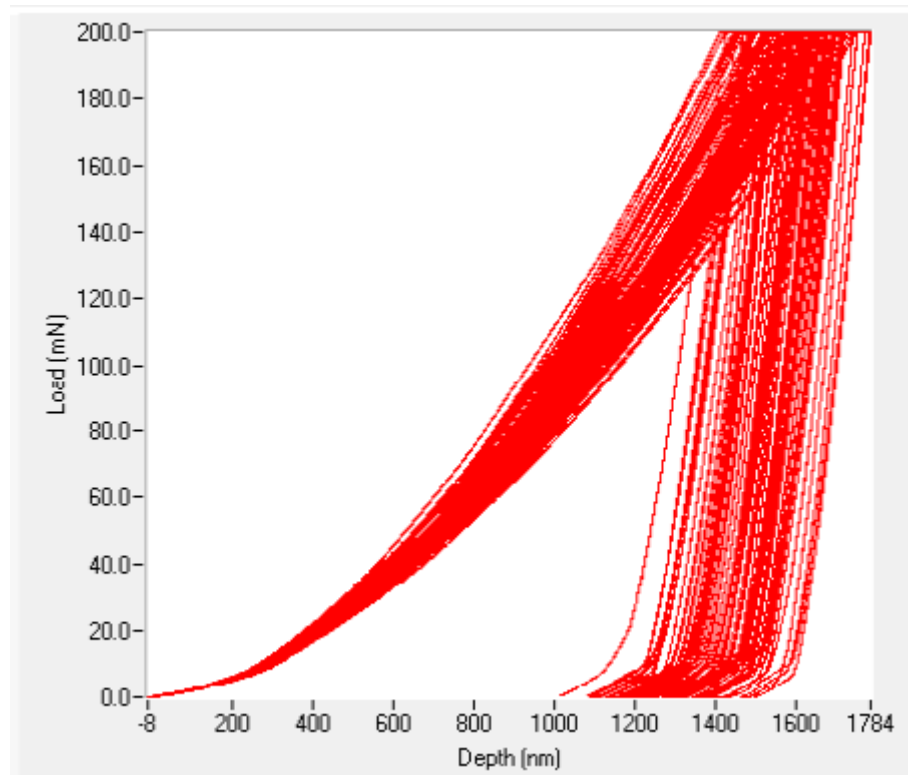


Figure III- 57: Les courbes d'indentation pour cet essai pour acier

III.3. Estimation de la zone plastique en pointe de fissure avec différents rapport de chage (R)

Pour étudier l'influence des rapports de charge(R) sur la taille de la zone plastique, nous avons fait des essais suivant:

III.3.1. Estimation la taille de la zone plastique avec $R = 0,3$

Cette partie présente la taille de la zone plastique avec le rapport de chage $R = 0,3$. Les résultats sont présentés dans le [Tableau III- 5](#)

Tableau III- 5: Essais de fatigue avec $R = 0,3$ et $\Delta K = 16$

ΔN (cycles)	a (mm) La longueur de fissure	ΔK (MPa.m ^{1/2})	Pmax (N)	Pmin (N)
	11.6	16	2827.2	848.2
278	11.8	16	2782.0	834.6
320	12	16	2737.4	821.2
262	12.2	16	2693.3	808.0
361	12.4	16	2649.8	794.9
390	12.6	16	2606.8	782.0
293	12.8	16	2564.2	769.3
323	13	16	2522.2	756.6
429	13.2	16	2480.5	744.1
442	13.4	16	2439.3	731.8
261	13.6	16	2398.4	719.5
252	13.8	16	2357.9	707.4
329	14	16	2317.8	695.3
388	14.2	16	2278.0	683.4
236	14.4	16	2238.5	671.6
395	14.6	16	2199.4	659.8
312	14.8	16	2160.6	648.2

Les essais de nanoindentation montrent que les tailles des zones plastiques cyclique et monotone sont de 180 μm et 820 μm respectivement. En théorie on trouve qu'elles sont de 166,7 μm et 923 μm respectivement. Les courbes de la dureté, le travail plastique et élastique, l'indice de plascité sont présentées dans la section annexe

III.3.2. Estimation la taille de la zone plastique avec $R = 0,5$

Les résultats d'essais de fatigue avec $R = 0,5$ sont présentés dans le [Tableau III- 6](#)

Tableau III- 6: Essais de fatigue avec $R = 0,5$ et $\Delta K = 16$

ΔN (cycles)	a(mm) La longueur de fissure	ΔK (MPa.m ^{1/2})	Pmax (N)	Pmin (N)
	15	16	2970.8	1485.4
154	15.2	16	2917.2	1458.6

173	15.4	16	2864.0	1432.0
196	15.6	16	2811.1	1405.6
237	15.8	16	2758.6	1379.3
291	16	16	2706.5	1353.2
246	16.2	16	2654.7	1327.3
257	16.4	16	2603.2	1301.6

Les résultats de nanoindentation sont présentés dans la section annexe. À partir des résultats obtenus pour la dureté (cf. Figure III- 58), on trouve que les tailles des zones plastiques cyclique et monotone sont respectivement de 200 μm et 1750 μm . En théorie on trouve respectivement 166,7 μm et 1811 μm .

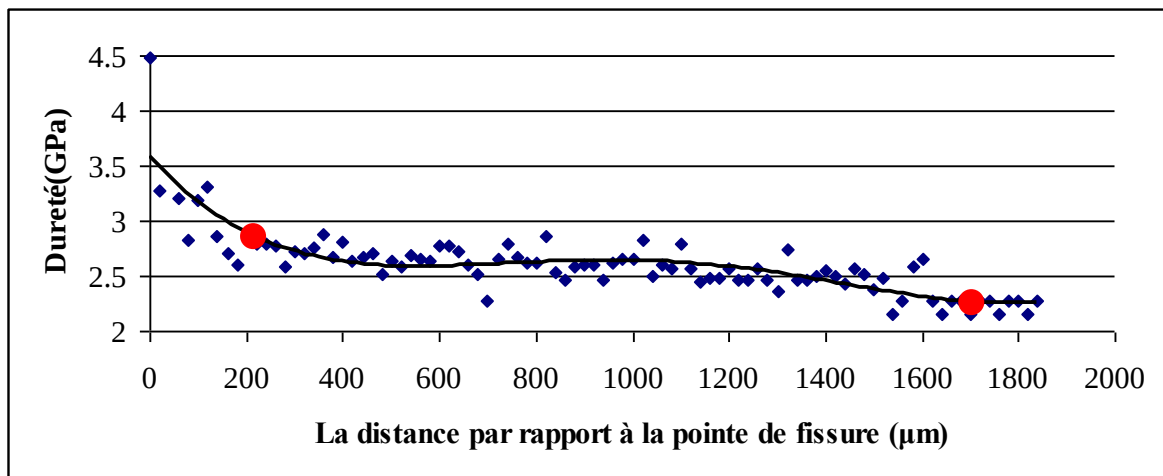


Figure III- 58: Dureté correspondant avec $\Delta K=16$ et $R=0,5$

L'influence des rapports de charge sur la taille de la zone plastique est résumée dans le Tableau III- 7. Ce tableau indique que la taille de la zone plastique monotone augmente avec l'augmentation du rapport de charge et que la taille de la zone plastique cyclique reste approximativement constante. Cela est cohérent avec la théorie.

Tableau III- 7: Tableau comparatif de l'influence des rapports de charge

Rapport de charge (R)	Théorie		Nanoindentation	
	ZP cyclique	ZP monotone	ZP cyclique	ZP monotone
0,1	166,7 μm	571,7 μm	220 μm	640 μm
0,3	166,7 μm	923 μm	180 μm	820 μm
0,5	166,7 μm	1811 μm	200 μm	1750 μm

III.4. Résultats obtenus avec le profilomètre

Les résultats de mesure de la taille de la zone plastique sur le système de profilage optique sont présentés sur les [Figure III- 59, 61](#) pour la zone plastique cyclique et la [Figure III- 60, 62](#) pour la zone plastique monotone.

Le principe de cette méthode est le suivant :

Loin de la fissure, la surface de l'éprouvette est plate – ce qui correspond à la zone rouge-orangée. La frontière de la zone plastique monotone correspond à un changement de dénivellation brusque – ce qui correspond à un changement de couleur de l'orange au vert. A l'intérieur de cette zone, un deuxième changement de niveau apparaît, qui est caractérisé par la frontière entre les zones bleues et vertes

Dans cette étude, nous proposons que la frontière entre les couleurs bleue et verte (demi-ellipse rose sur la [Figure III- 61](#)) soit la limite de la zone plastique cyclique car cette frontière correspond aux points d'inflexion suivant X et Y (voir la [Figure III- 59](#)). Avec la même approche on considère que la demi-ellipse rose sur la [Figure III- 62](#) est la limite de la zone plastique monotone.

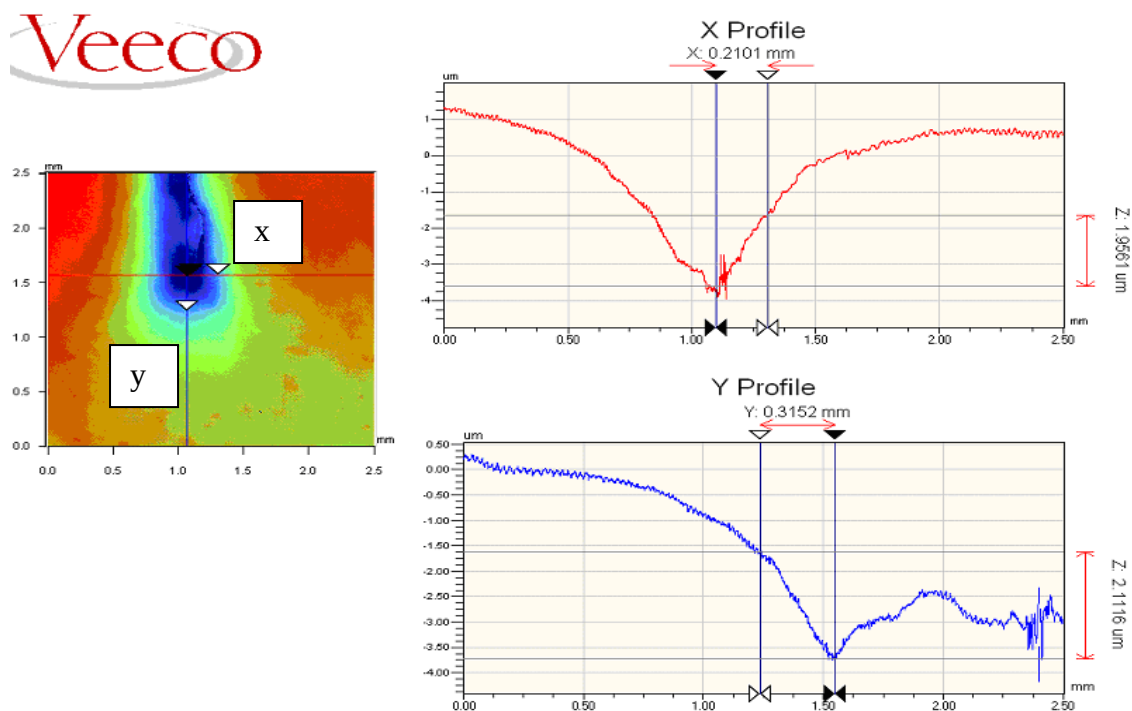


Figure III- 59: Zone plastique cyclique observée à l'aide d'un système de profilage optique

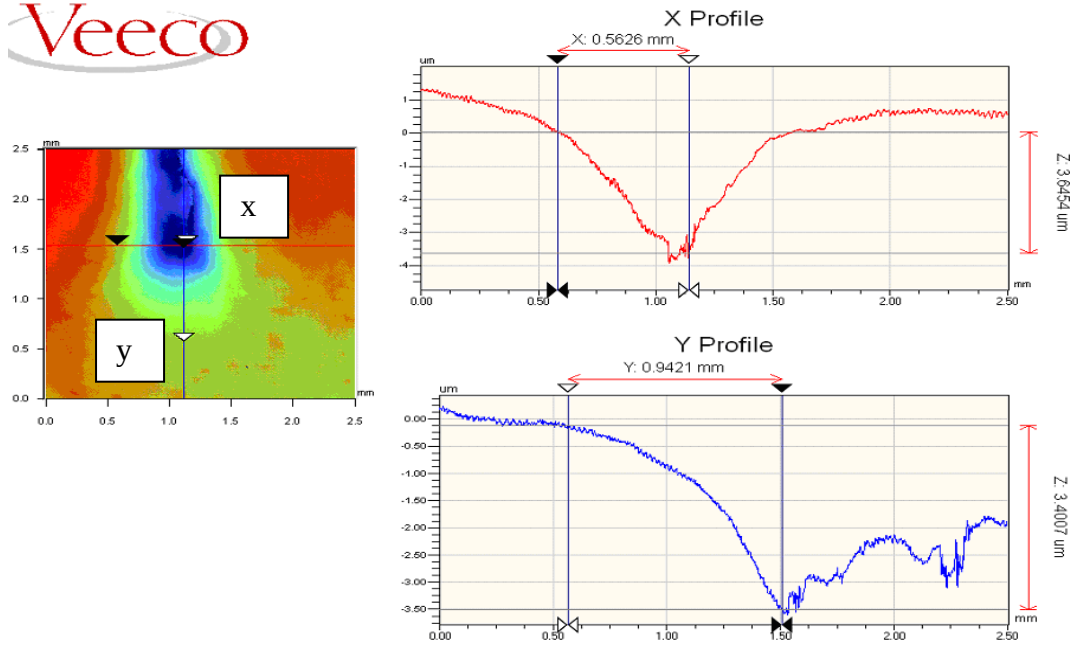


Figure III- 60: Zone plastique monotone observée à l'aide d'un système de profilage optique

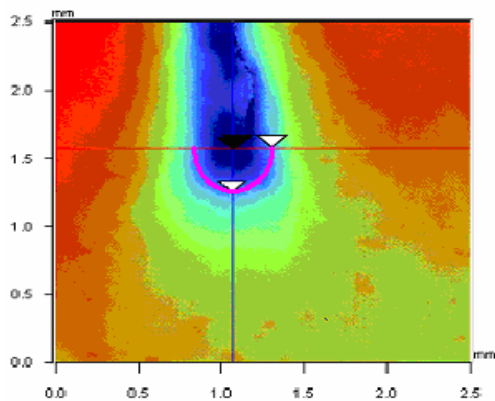


Figure III- 61: La zone plastique cyclique

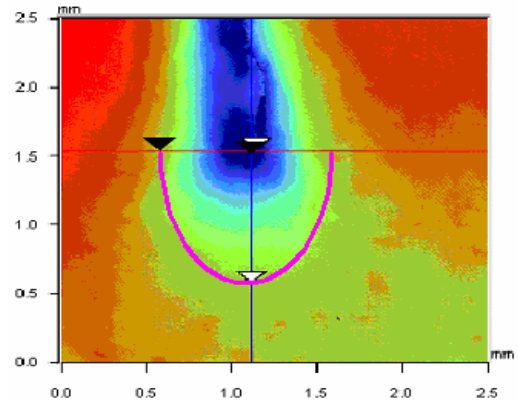


Figure III- 62: La zone plastique monotone

La taille de la zone plastique cyclique est de $210\mu\text{m}$ suivant la direction X et $315\mu\text{m}$ suivant la direction Y (voir la Figure III- 59). La zone plastique monotone est de $562\mu\text{m}$ suivant la direction X et $942\mu\text{m}$ suivant la direction Y (voir la Figure III- 60).

III.5. Conclusion

Dans ce chapitre sont présentés les essais pour normaliser les valeurs du matériau et pour chercher la dureté et le module réduit en fonction de la charge et de la vitesse de chargement et déchargement. Ce chapitre présente également les techniques d'essai pour l'éprouvette CT32 normale, recuite et l'éprouvette CT75 afin d'évaluer la taille de la zone plastique en pointe de fissure. Les résultats de

nanoindentation sont analysés et discutés en fonction des différentes amplitudes du facteur d'intensité de contrainte ΔK et rapport de charge R . La résistance à la fatigue de l'éprouvette avant et après recuit est également évaluée. La zone plastique en tête de fissure est également évaluée sur le système de profilage optique.

CHAPITRE IV

ANALYSES ET DISCUSSIONS

Ce chapitre est divisé en 4 parties :

Difficultés de mesures par nanoindentation, forme et taille de la zone plastifiée, détermination de la déformation équivalente à l'intérieure de la zone plastique, étude théorique de la zone plastifiée en mode mixte.

IV.1. Discussion sur la technique de nanoindentation

La sélection des paramètres expérimentaux est difficile et prend beaucoup de temps. Chaque matériau a ses propres caractéristiques intrinsèques. Nous devons faire beaucoup d'essais pour chercher les paramètres optimaux. La [Figure IV- 1](#) présente une coube d'indentation parfaitement exploitable avec les paramètres suivant: Charge de 20mN; Temps de chargement de 30s; Temps de déchargement de 30s; Temps de maintien à charge maximale de 5s.

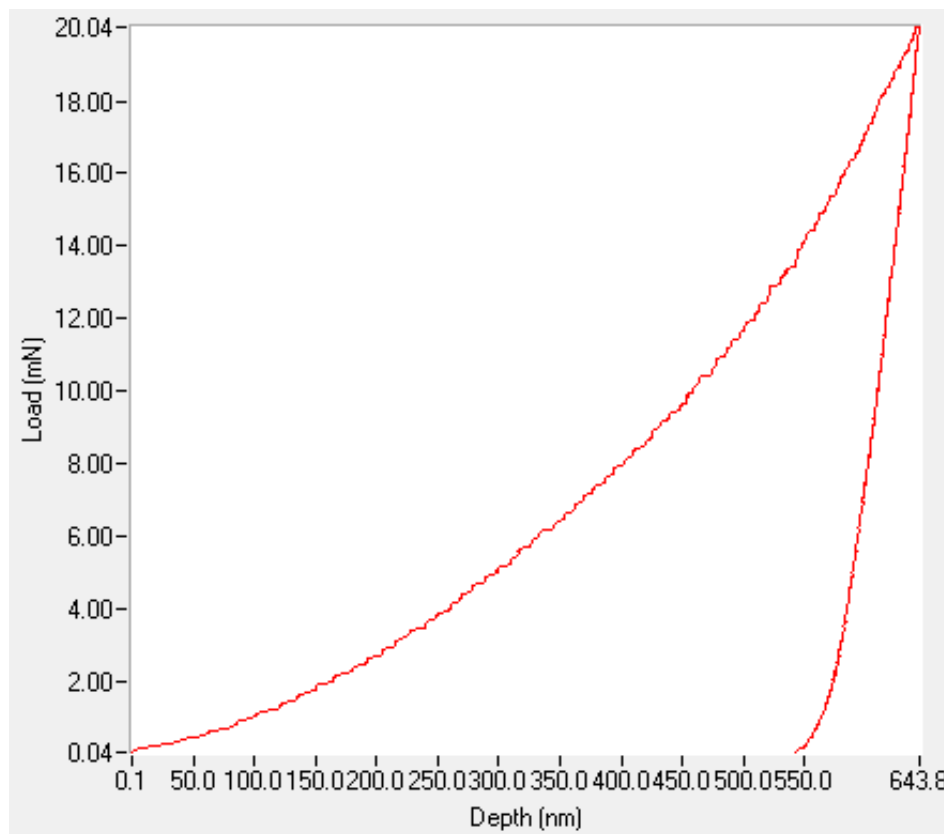


Figure IV- 1: Une courbe exploitable

La [Figure IV- 2](#) présente une coube d'indentation qui présente des anomalies avec les paramètres suivant : Charge de 5 mN; Temps de chargement de 10 s; Temps de déchargement de 10 s; Temps de maintien à charge maximale de 5s.

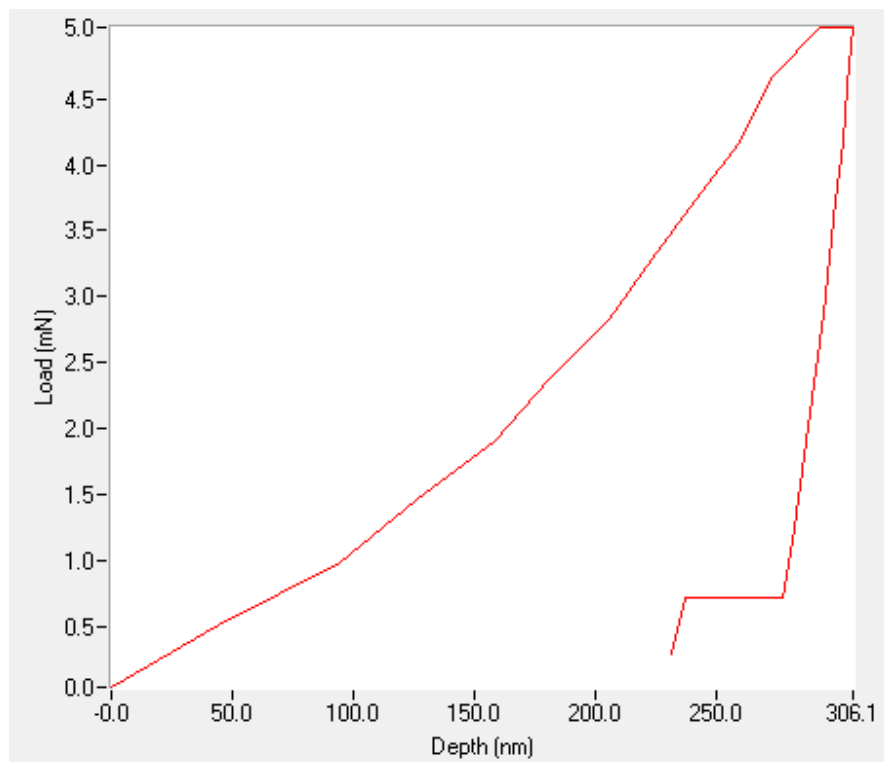


Figure IV- 2: Courbe présentant des anomalies

La technique de nanoindentation dépend de plusieurs conditions:

- Les conditions de l'environnement telles que: la température, le bruit et les vibrations au voisinage de la machine
- L'homogénéité du matériau
- Les paramètres de l'expérience tels que: la charge, le temps de chargement, temps de déchargement, le temps de maintien à charge maximale
- Effet des inclusions et anomalies structurales

La [figure IV-3](#) suivante montre les empreintes affectées par les inclusions dans le 2024 T351. Il y a une faute de la forme de nanoindentation qui est tombé sur inclusions

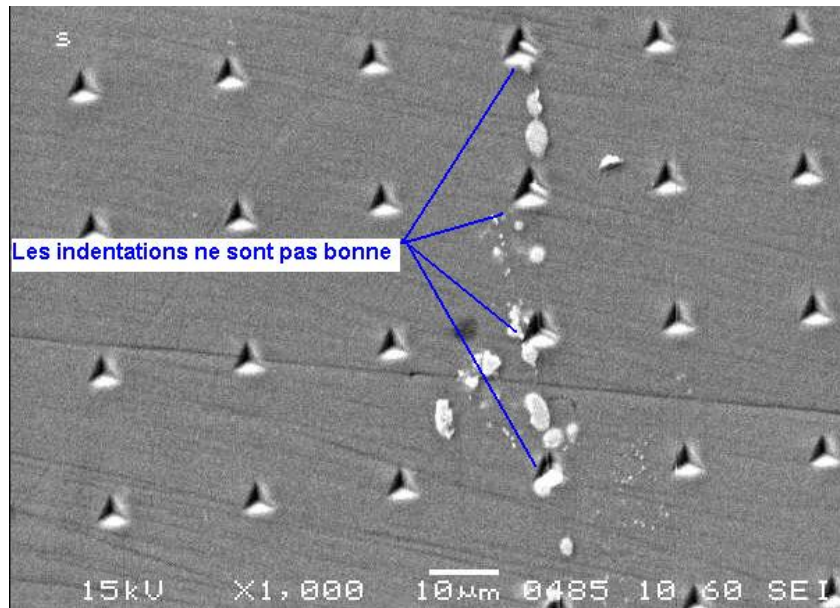


Figure IV- 3: Les indentations ont eu lieu sur des inclusions

IV.2 La forme et la taille de la zone plastifiée

Malgré les difficultés de la technique de nano-indentation, nous avons pu effectuer des mesures fiables dans le 2024 T351, voici quelques points significatifs :

- Les résultats des essais mécaniques nous ont permis de montrer que l'on peut identifier les frontières des zones plastiques cycliques et monotones.
- Pour un ΔK de $16 \text{ Mpa m}^{1/2}$, la taille de la zone plastique cyclique est quasiment la même, quel que soit le rapport de charge R .
- La taille de la zone plastique monotone, augmente avec le rapport de charge R , ce qui est conforme avec la théorie, car cette zone est associée à la valeur de $K_{\max}$, qui augmente avec le rapport de charge R .
- La technique de profilomètre optique donne des résultats similaires avec ceux obtenus par nanoindentation.
- Le tableau suivant compare les tailles des zones plastiques mesurées pour un ΔK de $16 \text{ Mpa m}^{1/2}$ par les deux techniques et les valeurs théoriques.

Table IV-1: Comparaison des résultats de différentes techniques et les estimations théoriques

Directions		Taille de la zone plastique cyclique (μm)	Taille de la zone plastique monotone (μm)
Technique de nanoindentation	Direction 1	220	640
	Direction 2	220	715
	Direction 3	285	810
	Direction 4	200	720
	Direction 5	200	620
Technique optique	Direction 1	210	942
	Direction 3	315	562
Théorie	Direction 1 et 3	167	571

Les différentes directions sont identifiées dans le chapitre III. On constate que la taille de la zone plastique cyclique est quasiment la même quelque soit la direction et pour les deux techniques. Néanmoins la taille mesurée est environ 33% supérieure à l'estimation théorique. On peut faire des constations similaires pour la taille de la zone plastique monotone. Dans ce cas, la mesure optique est toute proche de la théorie, tandis que les mesures de nanoindentation conduisent à des valeurs supérieures à la théorie. Il faudra faire plus de mesures pour arriver à une conclusion plus étayée.

IV.3. Détermination du champ de déformation au voisinage de la fissure

Les mesures expérimentales, présentées dans le chapitre précédent nous ont permis d'établir une cartographie des évolutions des paramètres suivants au voisinage de la fissure:

- la dureté,
- le module réduit,
- le travail élastique,
- le travail plastique,
- l'indice de plasticité.

Rappelons que nous n'avons pas exploité les résultats concernant la profondeur maximale et la profondeur plastique.

D'autre part, les meilleurs résultats quantitatifs sont obtenus pour l'essai conduit dans l'alliage 2024 T351, pour une ΔK de $16 \text{ MPa m}^{1/2}$ à $R=0,1$. L'analyse qui suit portera essentiellement pour cet essai.

IV.3.1. Détermination de la loi de comportement

L'alliage utilisé dans cette étude provient d'un lot de fabrication émanant de la société Aluminium Pechiney, fabriqué en 1982. Rappelons que l'état T351, correspond à une mise en solution, une trempe et une traction contrôlée de 1 à 3% de déformation, suivi par un revenu à l'ambiante. Théoriquement, la structure de l'alliage évolue avec le temps. Dans un premier temps, nous avons effectué un essai de traction instrumenté pour déterminer la loi de comportement. La Figure IV- 4 montre l'éprouvette utilisée:

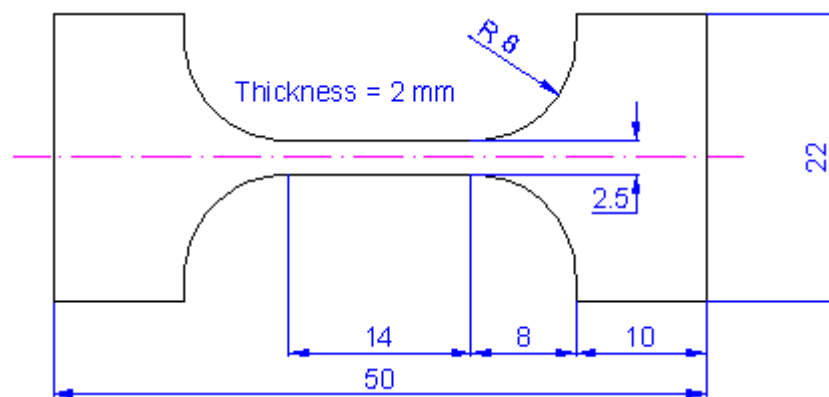


Figure IV- 4: Éprouvette pour les essais de traction

L'essai de traction a été conduit selon les conditions quasi-statiques et la déformation a été suivie à l'aide d'un capteur.

À partir des résultats d'essais, on détermine les constantes suivantes:

E, le module d'Young = 73713 MPa

K, le coefficient de résistance = 544.8 MPa et

n, l'exposant de consolidation = 0.048

Les points en noir correspondent à l'estimation de ces constantes, répertoriées dans la these de Jendoubi [61] soit

K = 652 MPa et n = 0.104; Le module d'Young est le même

On arrive aux conclusions suivantes :

- La loi de comportement déterminée à partir des mesures est tout à fait acceptable
- La loi déterminée précédemment (en 1988) correspondrait à une limite élastique plus faible et une loi de consolidation très différente de celle déterminée à partir de l'essai actuel.

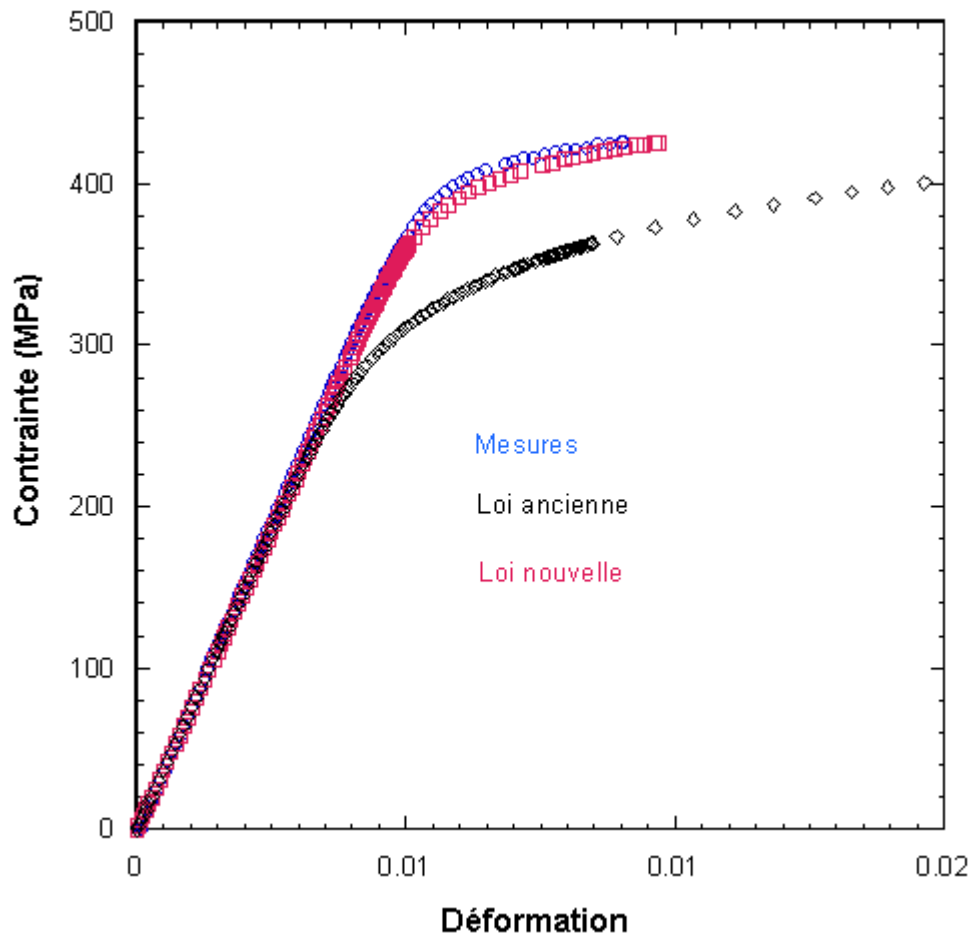


Figure IV- 5: Loi de comportement

Ce résultat peut être attribué à l'évolution structurale du matériau, avec un état de précipitation avancée (un processus lent qui a pris environ 30 ans). Or il est bien admis que la cinétique de précipitation de cet alliage présentée par Jean Paul Bailon[62]

- Apparition des zones Gunier-Preston
- Formation des précipités, appelées θ'
- Finalement apparition de précipités θ''

Ce mécanisme est gouverné par la température. À température ambiante, le passage d'un stade à l'autre est très lent. On peut ainsi attribuer les différences au fait que l'alliage utilisé pour l'étude actuelle s'approche d'un état 2024T351 sur-vieilli.

IV.3.2. Essai sur une géométrie à section variable

Afin de déterminer la relation entre les paramètres mécaniques (contraintes, déformations) et les caractéristiques obtenues par la nanoindentation, nous avons

effectué un essai de traction sur une éprouvette de traction trapézoïdale schématisée sur la [Figure IV- 6](#)

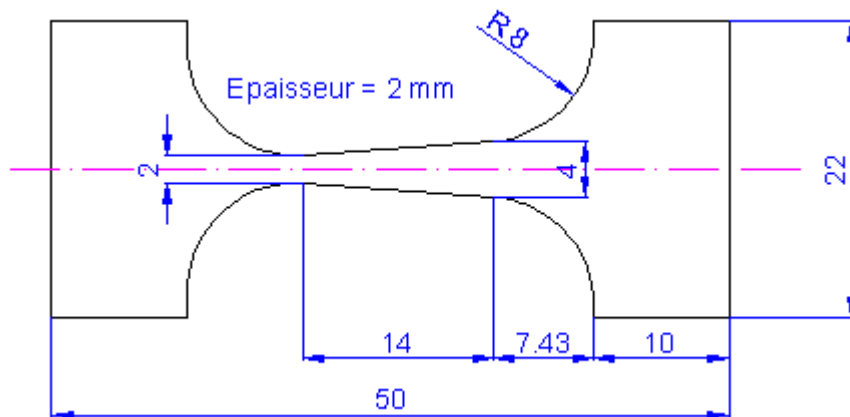


Figure IV- 6: Éprouvette de traction trapézoïdale

Sur cette éprouvette, nous avons appliqué une charge correspondant à la contrainte maximale dans la section la plus faible, sans casser l'éprouvette. Après décharge, on a ainsi une section avec une répartition de déformation plastique résiduelle décroissante, allant de la section la plus faible vers la section d'aire croissante

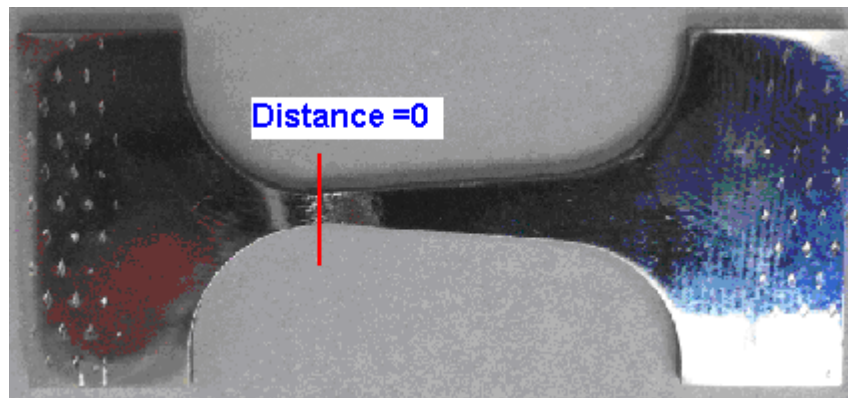


Figure IV- 7: L'éprouvette trapézoïdale après essai

Sur cette éprouvette, nous avons effectué des mesures de nanoindentation, avec une force maximale de 20mN, en gardant les mêmes conditions d'essais comme pour les mesures dans les zones plastifiées en pointe de fissure.

Le tableau suivant donne la relation entre les grandeurs mécaniques établies selon la contrainte dans la section (contrainte, déformations totales, élastiques et plastiques) et les grandeurs physiques déterminées par nanoindentation.

Table IV-2: La relation entre les grandeurs mécaniques établies selon la contrainte dans la section et les grandeurs physiques déterminées par nanoindentation

Distance (mm)	Contrainte (Mpa)	Déf élastique	Déf plastique	Déf. Totale	Dureté (Gpa)	Module réduit (Gpa)	Travail. Plastique (nJ)	Travail. élastique (nJ)	IP
0	477.00	6.47E-03	6.27E-02	6.92E-02	4.13	84.98	4.55	1.96	0.70
1.2	439.34	5.96E-03	1.13E-02	1.73E-02	2.95	71.88	4.85	1.96	0.71
1.4	433.64	5.88E-03	8.61E-03	1.45E-02	2.89	70.82	4.93	1.99	0.71
1.8	422.66	5.73E-03	5.05E-03	1.08E-02	2.78	72.95	5.07	1.86	0.73
2.8	397.50	5.39E-03	1.41E-03	6.80E-03	2.78	74.05	5.23	1.83	0.74
3.2	388.26	5.27E-03	8.61E-04	6.13E-03	2.72	75.60	5.35	1.80	0.75
3.4	383.79	5.21E-03	6.76E-04	5.88E-03	2.72	72.97	5.18	1.91	0.73
4	371.00	5.03E-03	3.34E-04	5.37E-03	2.69	70.53	5.00	1.90	0.72
4.4	362.93	4.92E-03	2.11E-04	5.13E-03	2.68	73.88	5.13	1.82	0.74
4.6	359.03	4.87E-03	1.69E-04	5.04E-03	2.68	77.66	5.14	1.78	0.74
5	351.47	4.77E-03	1.08E-04	4.88E-03	2.66	69.81	5.34	1.89	0.74
5.2	347.81	4.72E-03	8.70E-05	4.81E-03	2.65	80.94	5.55	1.70	0.76
5.6	340.71	4.62E-03	5.66E-05	4.68E-03	2.63	73.81	5.26	1.84	0.74
6.4	327.35	4.44E-03	2.46E-05	4.47E-03	2.60	69.17	5.13	1.90	0.73
7.2	315.00	4.27E-03	1.10E-05	4.28E-03	2.56	80.38	5.50	1.66	0.77
7.6	309.17	4.19E-03	7.48E-06	4.20E-03	2.56	76.16	5.48	1.70	0.76
8	303.55	4.12E-03	5.10E-06	4.12E-03	2.52	70.79	5.47	1.84	0.75
8.2	300.81	4.08E-03	4.23E-06	4.09E-03	2.52	81.70	5.62	1.61	0.78
8.8	292.89	3.97E-03	2.43E-06	3.98E-03	2.48	74.51	5.61	1.75	0.76
9	290.35	3.94E-03	2.02E-06	3.94E-03	2.46	82.42	5.61	1.59	0.78
9.2	287.84	3.90E-03	1.69E-06	3.91E-03	2.46	82.14	5.61	1.56	0.78
9.4	285.38	3.87E-03	1.41E-06	3.87E-03	2.46	75.16	5.53	1.73	0.76
9.6	282.97	3.84E-03	1.18E-06	3.84E-03	2.45	80.37	5.79	1.60	0.78
11.2	265.00	3.60E-03	3.01E-07	3.60E-03	2.39	81.23	5.66	1.70	0.77
11.6	260.86	3.54E-03	2.17E-07	3.54E-03	2.36	76.33	5.74	1.73	0.77
11.8	258.84	3.51E-03	1.85E-07	3.51E-03	2.35	77.71	5.67	1.69	0.77
13.4	243.72	3.31E-03	5.27E-08	3.31E-03	2.31	77.55	6.40	1.79	0.78
13.6	241.96	3.28E-03	4.53E-08	3.28E-03	2.28	80.51	5.94	1.66	0.78
13.8	240.22	3.26E-03	3.90E-08	3.26E-03	2.26	83.39	5.85	1.61	0.78

Dans ce tableau, les distances sont estimées par rapport à la section plus faible (cf. Figure IV- 7). Les contraintes sont estimées selon la loi de Ludwick soit:

$$\varepsilon = \sigma/E + (\sigma/K)^{1/n}$$

Les valeurs de E, K et n sont présentées dans la section précédente.

La contrainte à une distance donnée est estimée selon une relation linéaire, soit,

$$S = \frac{S_{\max}}{(4 + 2/x).14}$$

On peut ainsi établir des courbes d'étalonnage corrélant les gradeurs mécaniques et les gradeurs physiques. Nous montrons quelques résultats dans les figures suivantes :

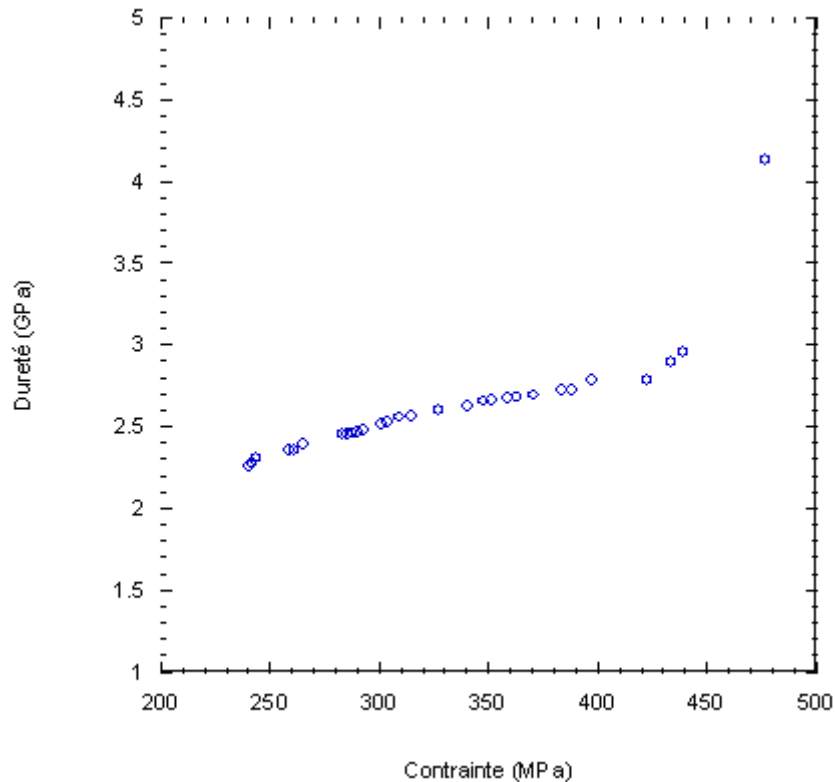


Figure IV- 8: Dureté en fonction de la contrainte

Notons que la limite élastique du matériau est de 320MPa. On voit sur la [Figure IV- 8](#), que dans le domaine élastique, la dureté augmente, presque linéairement avec la contrainte de 2.2 à 2.6 GPa. Dans le domaine plastique, après un court domaine où la dureté est presque constante, il y a une nette augmentation de dureté de 2.6 à 4.2 GPa. On confirme donc que la plasticité joue un rôle important sur la dureté.

Cet effet de la plasticité est encore plus mis en évidence sur la [Figure IV- 9](#) où nous comparons la relation entre la dureté et la déformation totale. Sur cette figure, on confirme la relation quasi-linéaire entre ces deux grandeurs, dans le domaine élastique, suivie par un court palier et une augmentation importante dans le domaine plastique.

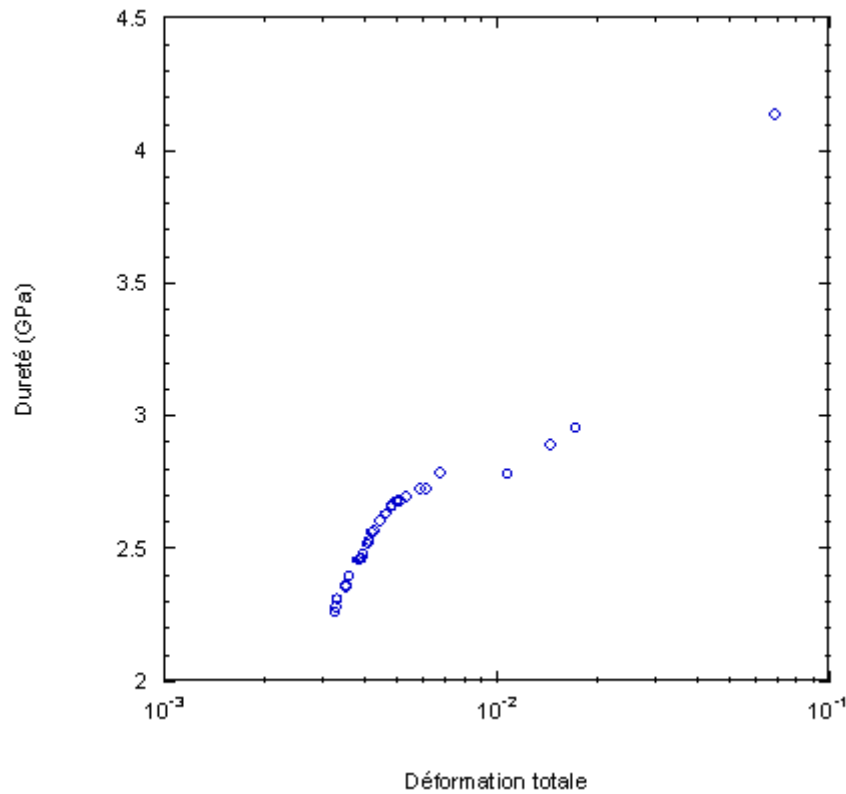


Figure IV- 9: Dureté en fonction de la déformation totale

La relation entre le travail plastique et la déformation totale est présenté sur la [Figure IV- 10](#). Elle montre que le travail plastique diminue très rapidement dans le domaine du comportement élastique du matériau. Dans le domaine plastique, on aperçoit un changement de comportement évident, avec un changement de pente. Un résultat important est cette diminution d'environ 6.5 nJ à 4.5 nJ dans le domaine plastique.

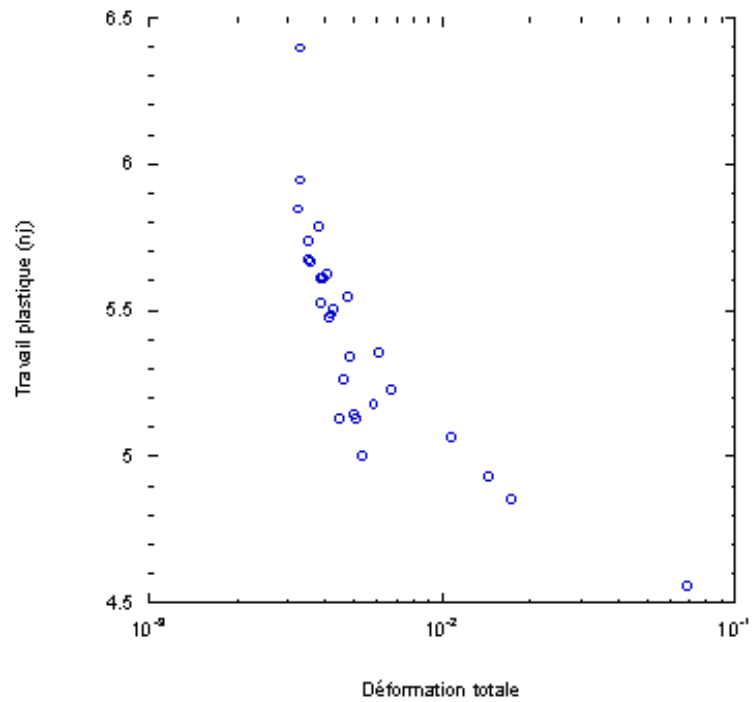


Figure IV- 10: Travail plastique en fonction de la déformation totale

Les figures suivantes montrent respectivement les évolutions du travail élastique et de l'indice de plasticité en fonction de la déformation totale

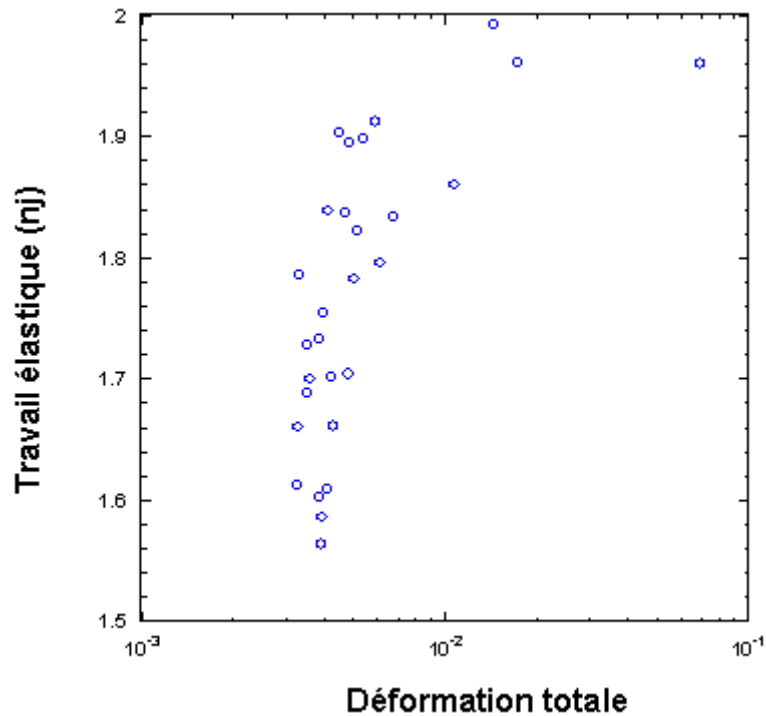


Figure IV- 11: Travail élastique en fonction de la déformation totale

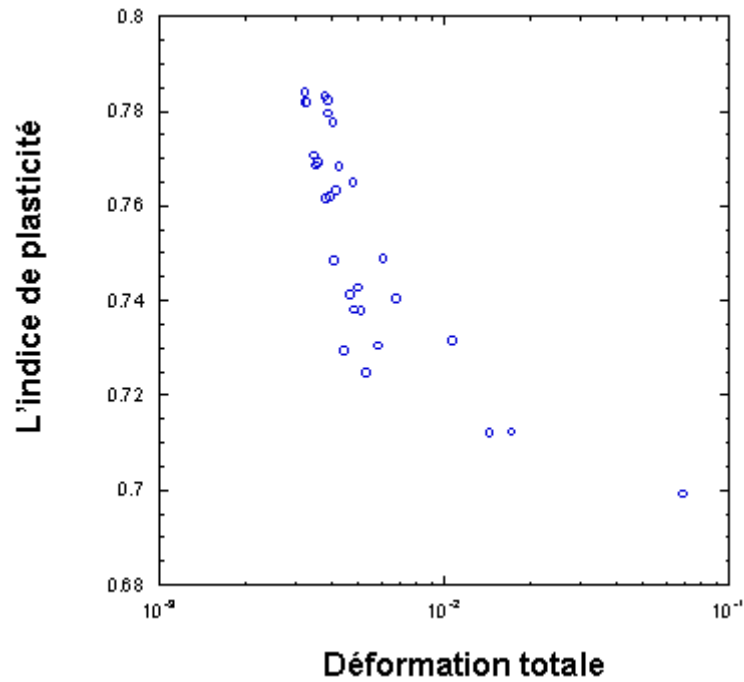


Figure IV- 12: Indice de plasticité en fonction de la déformation totale

Sur les [Figure IV- 11](#) et [Figure IV- 12](#), on peut faire les mêmes observations sur l'effet de la plasticité, à savoir un changement net du comportement entre le domaine élastique et plastique

Nous pouvons pousser cette analyse plus loin en étudiant l'évolution des grandeurs physiques données par nanoindentation en fonction de la déformation plastique, mais nous allons nous limiter à cette analyse en termes de la déformation totale. De toute façon, on peut déterminer les composantes élastiques et plastiques en utilisant la loi de comportement.

IV.3.3. Evaluation de la déformation totale dans la zone plastifiée

Dans un premiers temps, nous déterminons une relation polynomiale entre la déformation totale et la dureté dans la zone plastifiée [Figure IV- 13](#)

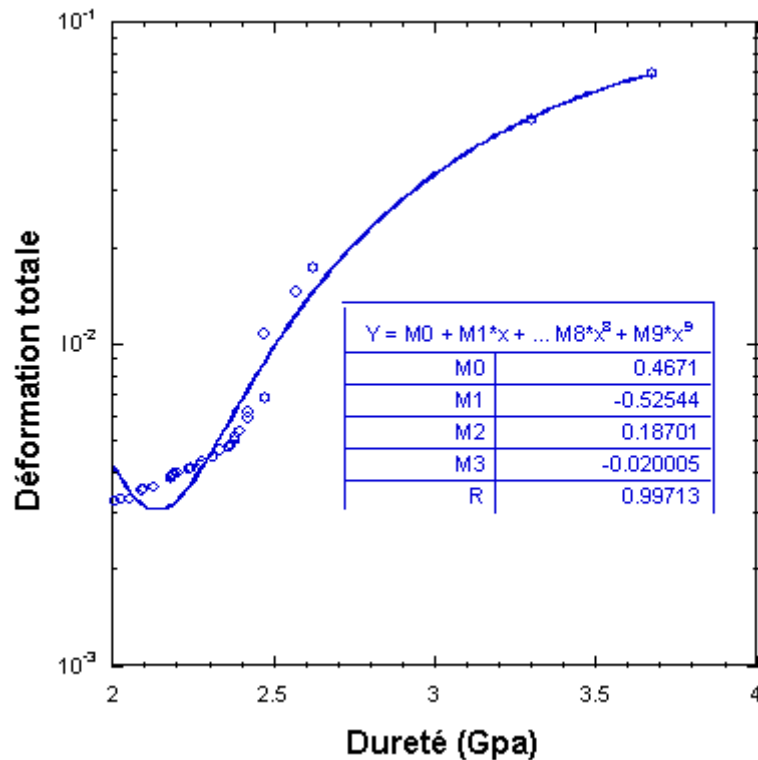


Figure IV- 13: Déformation totale en fonction de la dureté dans la zone plastifiée

Soit

$$\varepsilon = 0.4671 - 0.52544 \cdot D + 0.18701 \cdot D^2 - 0.02005 \cdot D^3$$

ε est la déformation totale et D est la dureté en GPa

On voit sur la [Figure IV- 13](#) que malgré un coefficient de corrélation de 0.997, la courbe d'ajustement n'est pas satisfaisante pour les faibles valeurs de déformations. Malgré cela, nous allons utiliser cette relation dans la zone plastifiée, où les déformations sont importantes et cette relation polynomiale reflète bien la relation entre les deux paramètres aux fortes valeurs de déformation.

En utilisant cette relation, nous avons déterminé les évolutions des déformations totale (équivalente) en fonction de la distance par rapport au bout de fissure. Cette analyse sera faite pour l'essai à $\Delta K = 16 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ et le rapport de charge $R=0.1$

Les figures suivantes montrent les évolutions des déformations selon 4 directions (définies auparavant [cf. Figure III- 16](#))

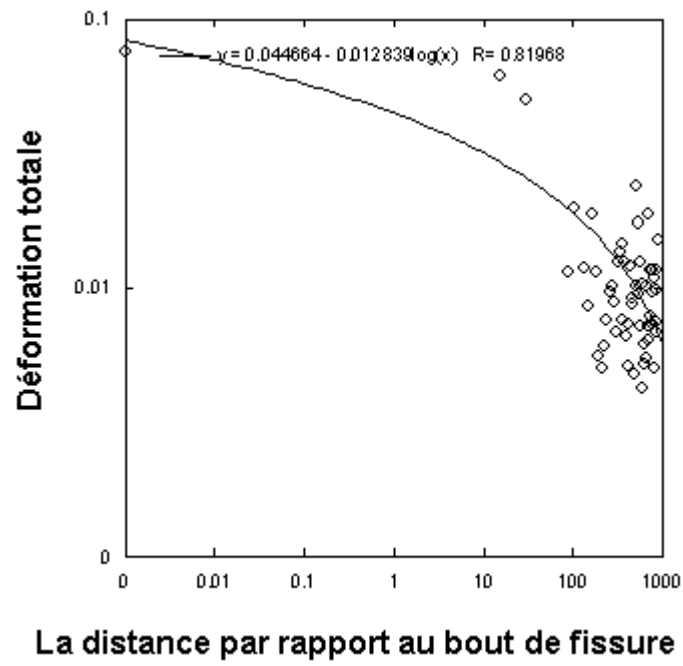


Figure IV- 14: Déformation totale équivalente estimée selon direction 3

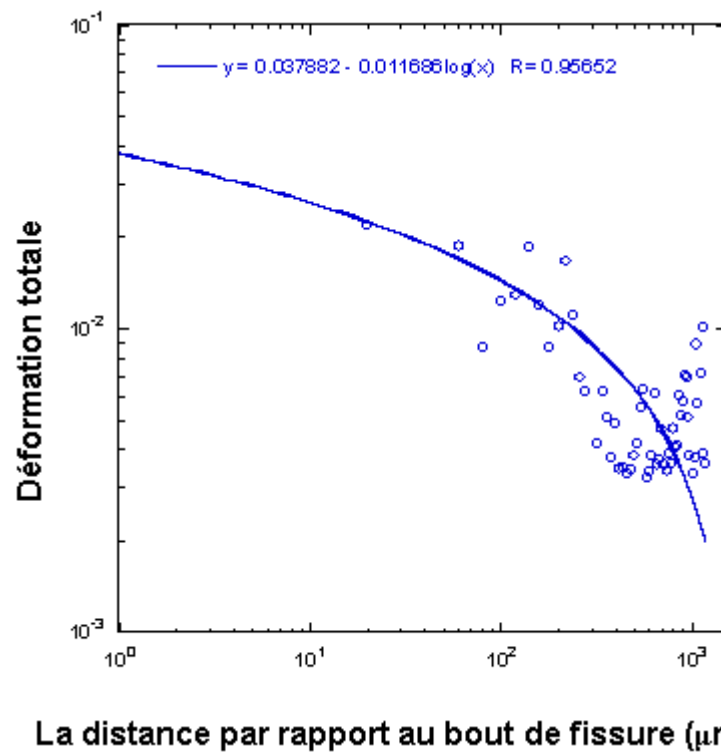
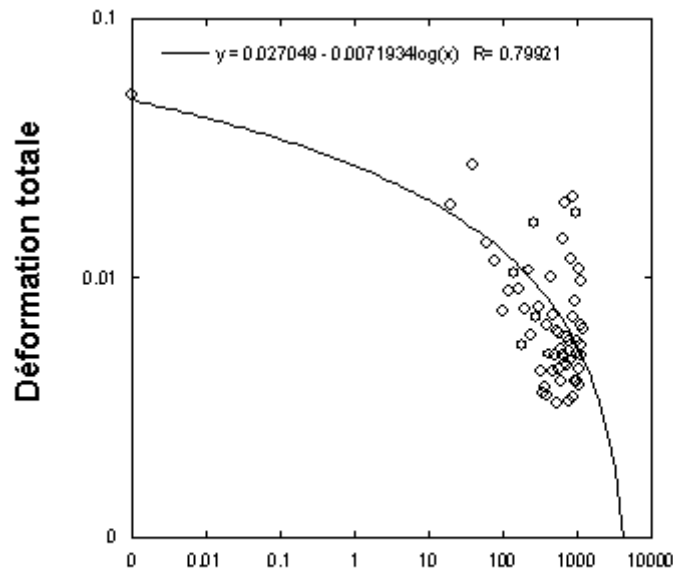


Figure IV- 15: Déformation totale équivalente estimée selon direction 1



La distance par rapport au bout de fissure (μm)

Figure IV- 16: Déformation totale équivalente estimée selon direction 5

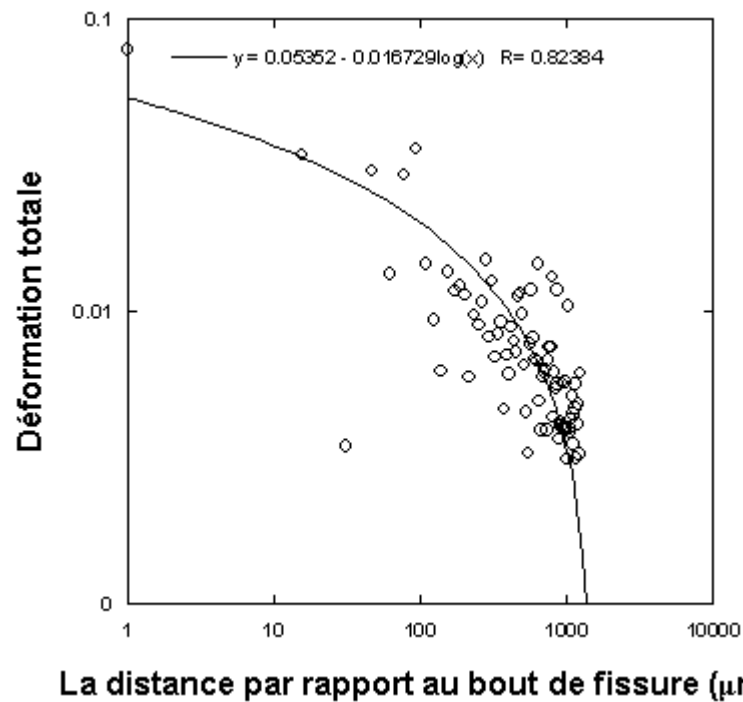


Figure IV- 17: Déformation totale équivalente estimée selon direction 2

On a déterminé des relations logarithmiques corrélant la déformation estimée et la distance pour ces quatre conditions. Malgré des coefficients de corrélations de l'ordre de 0,9, on peut constater des évolutions similaires, quel que soit l'angle θ

Pour $\theta = 0^\circ$, nous avons comparé nos résultats avec les estimations théoriques de Anquez et de Ranganathan [61]. Notons que l'estimation théorique d'Anquez a été faite à l'aide de méthode éléments finis, utilisant le critère de Drucker-Prager et un écrouissage cinématique. L'estimation de Ranganathan a été faite en déformation plane et selon la théorie de Tracey.

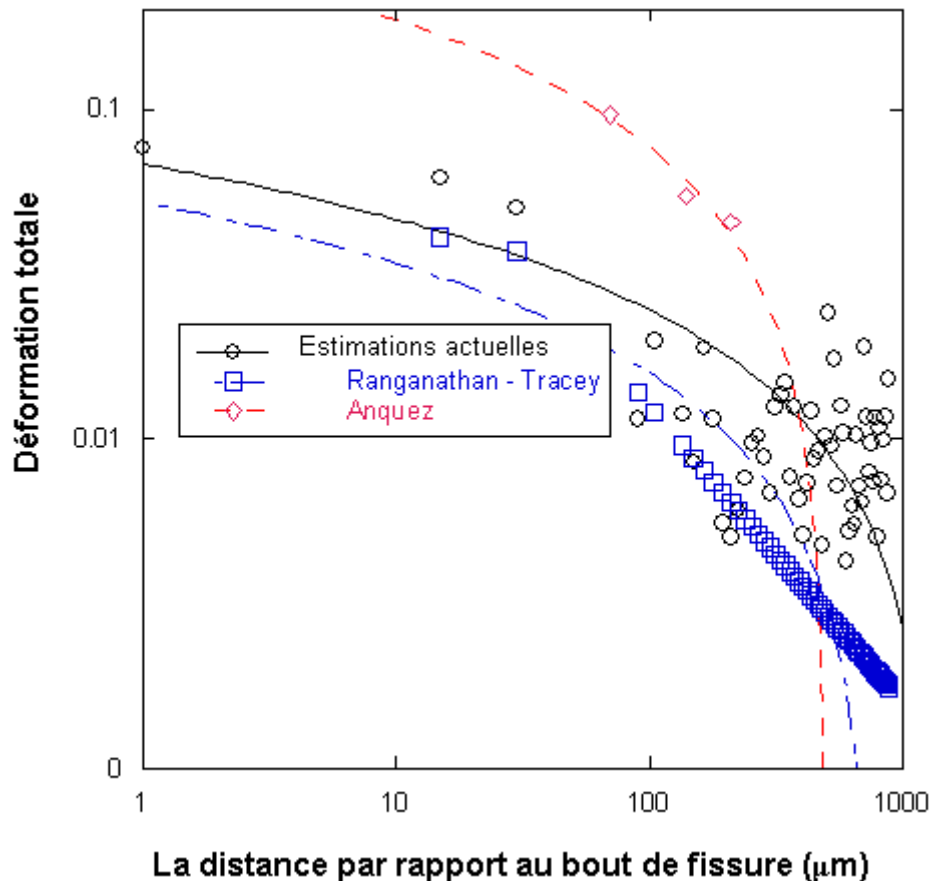


Figure IV- 18: Comparaison entre les trois estimations

On peut en tirer les conclusions suivantes :

- Les estimations d'Anquez donnent les valeurs de déformations les plus importantes. Notons que cette estimation a été faite pour $\Delta K = 22 \text{ MPa m}^{1/2}$ et en contraintes planes. On ne possède que trois valeurs dans la zone d'intérêt.
- Les estimations de Ranganathan donnent des valeurs légèrement plus faibles, sachant que cette estimation est basée sur la théorie de Tracey en déformation plane.
- Les estimations actuelles donnent des valeurs intermédiaires
- Nos résultats conduisent à une déformation équivalente de 0.08 à proximité de la pointe de fissure.

IV.3.4. Analyse sur l'éprouvette 2024T351 recuit

Nous avons suivi la même démarche pour l'alliage 2024T351 dans l'état recuit. Dans un premiers temps nous avons fait un essai sur une éprouvette à section variable, comme pour l'alliage 2024 T351 normal. Les figures suivantes montrent les relations entre la dureté et la contrainte (figure IV-19), entre la dureté et la déformation totale (figure IV-20)

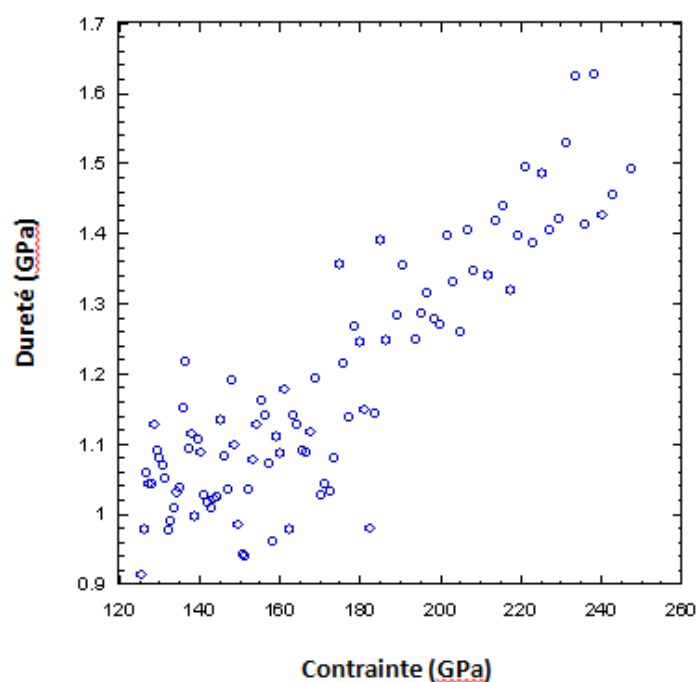


Figure IV- 19: Dureté en fonction de la contrainte

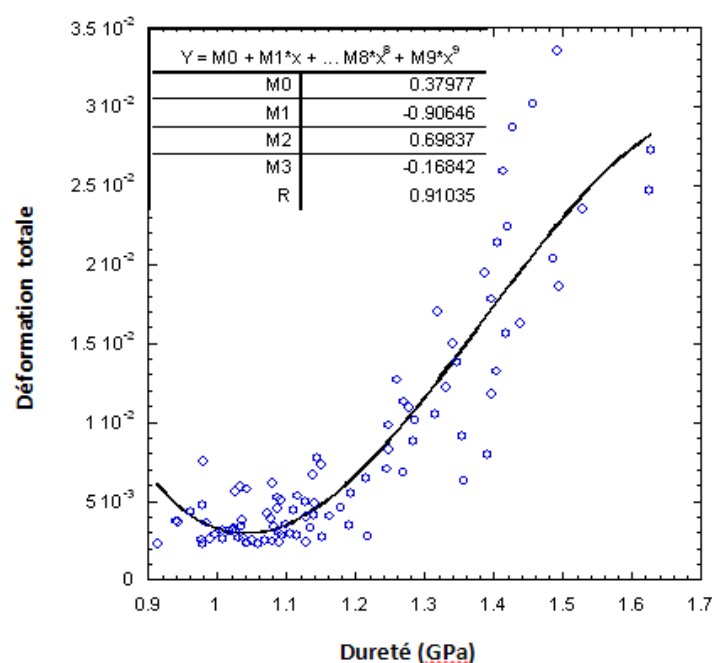


Figure IV- 20: Déformation totale en fonction de la dureté

Dans le chapitre précédent, nous avons constaté que les mesures de dureté dans le voisinage de la zone plastifiée présentaient des évolutions arbitraires dans cet état. Nous avons effectué une deuxième série de mesures, après un nouvel étalonnage de la machine de nanoindentation. En outre cet essai a été conduit tard dans la soirée, en évitant des vibrations inhérentes dans l'environnement de la machine. La Figure IV- 21 présente la relation entre la dureté et la distance par rapport au bout de la fissure.

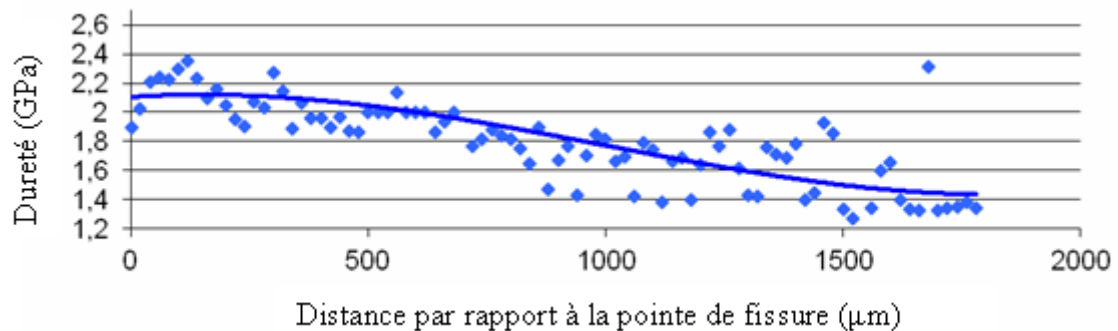


Figure IV- 21: Dureté en fonction de la distance par rapport au bout de fissure

Cette fois-ci, malgré une dispersion, on constate une évolution de dureté similaire à celle observée dans l'état T351 (Figure IV- 13). Sur la Figure IV- 20, nous avons déterminé la relation suivante entre la déformation totale équivalente et la dureté, à savoir :

$$\varepsilon = 0.3798 - 0.9065 * D + 0.6984 D^2 - 0.1684 D^3$$

Nous pouvons maintenant estimer l'évolution de la déformation équivalente au voisinage de la fissure comme sur la Figure IV- 22

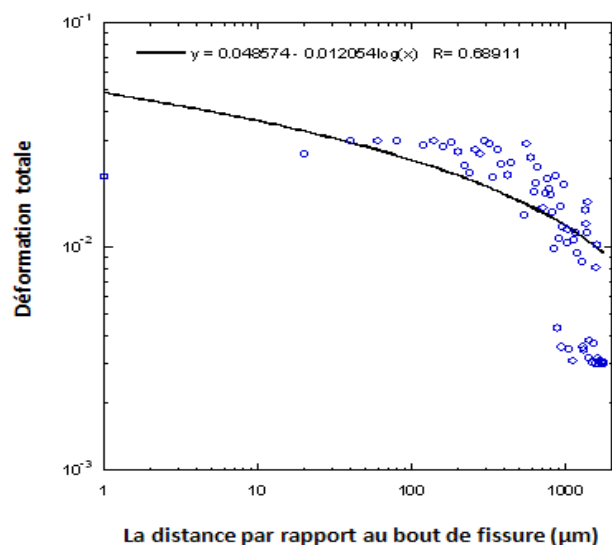


Figure IV- 22: Déformation totale équivalente estimée selon direction 3, pour l'état recuit

Dans la [Figure IV- 23](#), nous comparons les résultats obtenus pour l'alliage 2024 dans les deux états étudiés :

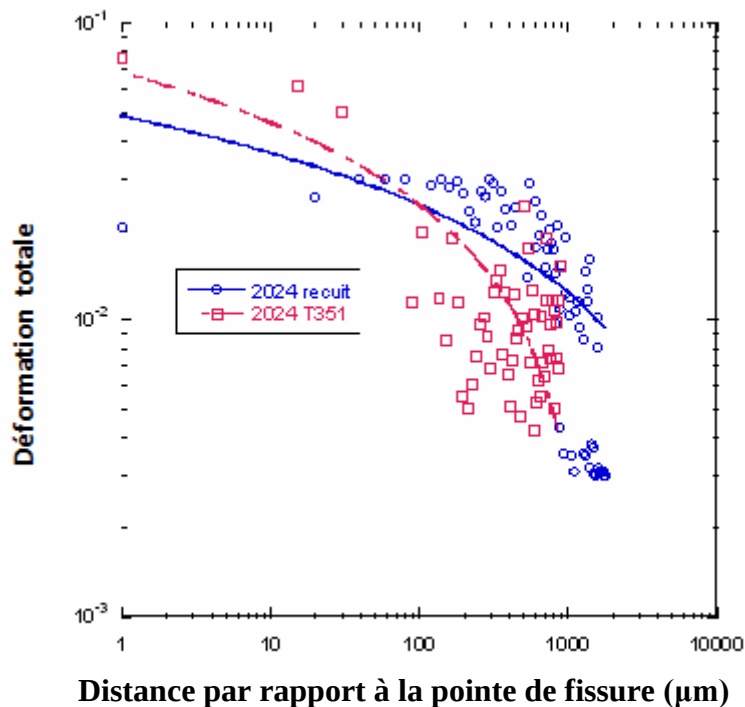


Figure IV- 23: Comparaison entre les deux l'état étudié

Dans la zone comprise entre 100 et 1000 μm , la déformation équivalente dans l'état recuit est plus importante que celle dans l'état de référence. Mais, tout près du bout de fissure, nous ne pouvons pas être sûrs concernant les évolutions respectives, car le nombre de mesures est insuffisant.

Toutefois, ces résultats, montrent l'effet important de la loi de comportement du matériau. Nous reproduisons ici les courbes de traction obtenus dans les deux états ([Figure IV- 24](#)):

En conclusion, nous avons montré les possibilités de la méthode de nanoindentation pour étudier le comportement du matériau dans la zone plastifiée au voisinage de la fissure. Nous avons proposé une méthode d'estimation de la déformation équivalente dans cette zone, en utilisant une éprouvette à section variable. Cette méthode conduit à des résultats comparables à ceux obtenus dans la littérature. Cette méthode permet également d'estimer l'effet d'un recuit sur le comportement du matériau au voisinage de la fissure. Toutefois, la méthode d'estimation de la déformation équivalente est basée sur un essai statique, or dans la zone plastique, les déformations sont cycliques. On peut améliorer nos résultats en faisant les essais similaires en sollicitations cycliques.

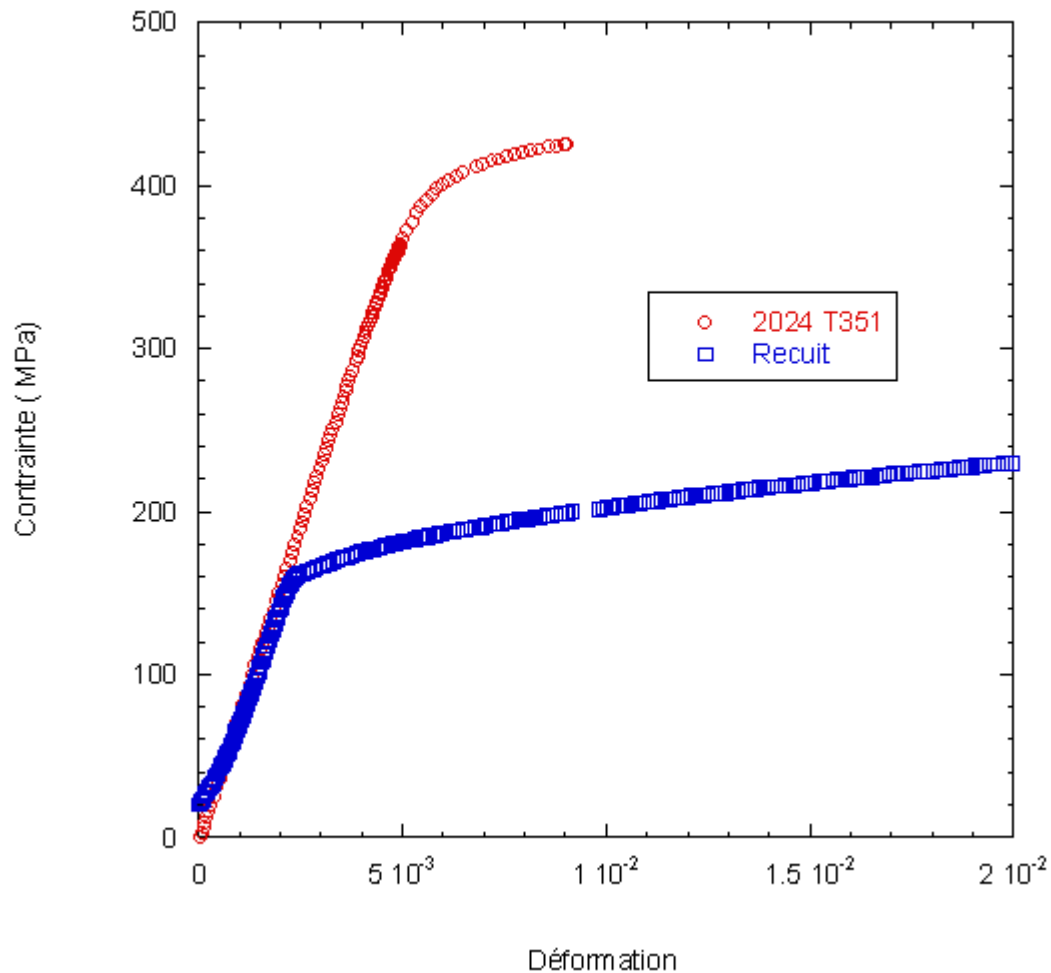


Figure IV- 24: Comparaison entre les deux états étudiés

IV.4. Etude de la zone plastifiée en mode mixte

IV.4.1. Introduction

Les études sur la zone plastique en mode mixte sont d'une importance fondamentale pour décrire le processus de rupture et l'évaluation de la durée de vie [100] [101] [102] [103]. L'approche est également appliquée pour prédire la fissure initiale sous chargement en mode mixte. L'objectif de ce travail est d'étudier le contour de zones plastiques en fond de fissure en mode mixte. Le rayon minimum de la zone plastique (MPZR) et la direction de la fissure initiale pour l'alliage d'aluminium 2024T351 pour une éprouvette CT est estimé à l'aide du logiciel Matlab.

IV.4.2. Méthode utilisé

Nomenclature

K_1, K_2 : facteurs d'intensité de contrainte en modes I et II

P : Charge appliquée (N)

b : Longueur de fissure (mm)

W : Largeur de l'éprouvette (mm)

t : Épaisseur de l'échantillon (mm)

β : Angle de chargement

ν : Coefficient de Poisson;

σ_y : Limite élastique [MPa]

r, θ : Coordonnées sphériques au bout de fissure

MPZR : Rayon de la zone plastique minimum [mm]

θ_0 : Angle où se produit MPZR

r_p : Taille de la zone plastique le long de la fissure [mm]

r_{pmax} : Taille de la zone plastique maximale [mm]

Ces paramètres sont illustrés dans la [Figure IV- 25](#)

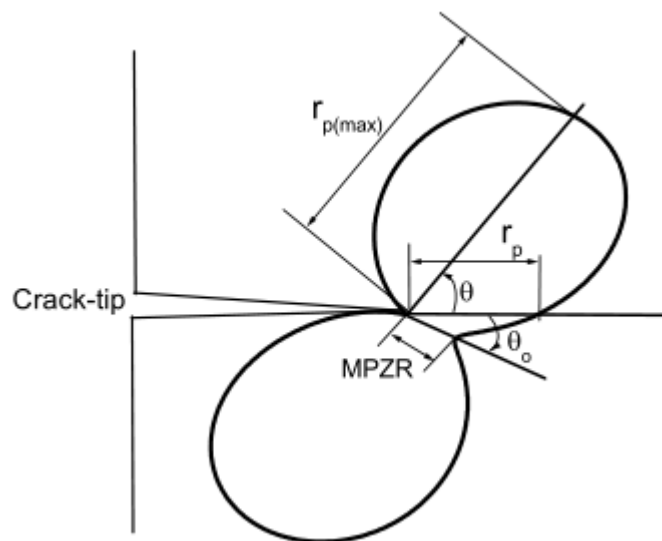


Figure IV- 25: Représentation schématique des paramètres en pointe de fissure

La composition, les propriétés nominales du matériau, le type d'éprouvette utilisée pour cette étude sont présentés dans le chapitre 2. Les formules pour calculer les facteurs d'intensité de contraintes en mode mixte au fond de fissure sont présentés sur les équations IV.1 et IV.2

$$K_1 = \frac{P \cdot \sqrt{\pi \cdot b}}{w \cdot t} \cdot \frac{\cos \beta}{1 - \frac{b}{w}} \cdot \sqrt{\frac{0.26 + 2.65 \left(\frac{b}{w-b} \right)}{1 + 0.55 \left(\frac{b}{w-b} \right) - 0.08 \left(\frac{b}{w-b} \right)^2}} \quad \text{IV.1}$$

$$K_2 = \frac{P \cdot \sqrt{\pi \cdot b}}{w \cdot t} \cdot \frac{\sin \beta}{1 - \frac{b}{w}} \cdot \sqrt{\frac{-0.23 + 1.40 \left(\frac{b}{w-b} \right)}{1 - 0.67 \left(\frac{b}{w-b} \right) + 2.08 \left(\frac{b}{w-b} \right)^2}} \quad \text{IV.2}$$

Le facteur d'intensité de contrainte effectif (K_{eff}) en mode mixte est calculé en utilisant l'équation IV.3 [112]

$$K_{\text{eff}} = \sqrt{K_1^2 + K_2^2} \quad \text{IV.3}$$

Le rayon de la zone plastique au fond de fissure en mode mixte est présenté dans l'équation IV.4

$$\begin{aligned} r_p(K_1, K_2, \theta) = & \frac{1}{\sigma_y^2} \left\{ \left(\frac{3}{8} \sin^2 \theta + \frac{1}{2} (1 - 2\nu)^2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) K_1^2 \right. \\ & + \left(-\frac{9}{8} \sin^2 \theta + \frac{3}{2} \cos^2 \frac{\theta}{2} + 2(1 - \nu + \nu^2) \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) K_2^2 \\ & \left. + \left(\frac{3}{4} \sin 2\theta - \frac{1}{2} (1 - 2\nu)^2 \sin \theta \right) K_1 K_2 \right\} \end{aligned} \quad \text{IV.4}$$

Il est supposé dans cette étude que la direction d'amorçage de la fissure coïncide avec la direction du rayon minimum de la zone plastique. L'angle de fissure initial est donné par l'équation suivante [113]

$$\left(\frac{\partial r_p}{\partial \theta} \right)_{\theta=\theta_0} = 0, \quad \left(\frac{\partial^2 r_p}{\partial \theta^2} \right)_{\theta=\theta_0} > 0 \quad \text{I.49}$$

IV.4.3. Résultats et discussion

Différentes étapes de charge ont été appliquées sur l'échantillon pour estimer le facteur d'intensité de contrainte et étudier la forme et la taille de la zone plastique en pointe fissure. Les facteurs d'intensité de contrainte en mode mixte (K_1 et K_2) ont été calculés pour les différentes étapes de charge et l'angle de chargement (β) en utilisant le logiciel MATLAB. Les variations de K_2 contre K_1 pour les charges différentes sont représentées sur la Figure IV- 26. Cette figure montre que le facteur d'intensité de contrainte en mode-I est supérieur à celui du mode-II à la charge

appliquée semblable à un angle de chargement allant de 30° à 90° . La nature de la variation de K_2 en fonction de K_1 est en accord avec les résultats présentés par Sharanaprabhu et al, 2008 [114], Kudari et al, 2008 [103]. Selon eux, la valeur maximale de K_2 est toujours plus petite que la valeur maximale de K_1 , la forme de la relation entre K_1 et K_2 est similaire pour les différentes charges appliquées.

Les facteurs d'intensité de contraintes effectives (K_{eff}) en mode mixte ont été calculés en utilisant l'équation (IV.3). La grandeur calculée des K_{eff} en fonction de l'angle de chargement (β) est présentée sur la Figure IV- 27. Cette figure indique que pour une charge particulière, l'ampleur du K_{eff} augmente avec l'augmentation de β . À partir de la Figure IV- 27, il est clair que K_{eff} en mode I ($\beta = 90^\circ$) est supérieur à celui du mode II ($\beta = 0^\circ$) pour une charge particulière. La nature de la variation de K_{eff} en fonction de l'angle de chargement (β) est en accord avec les résultats de Sharanaprabhu et al, 2009 [112]

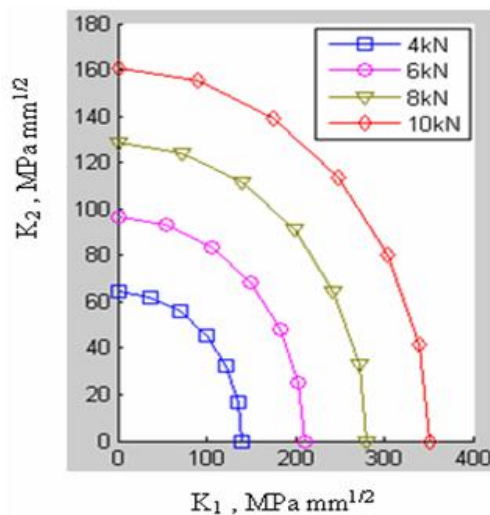


Figure IV- 26: Variation de K_2 en fonction de K_1 pour différentes charges appliquées

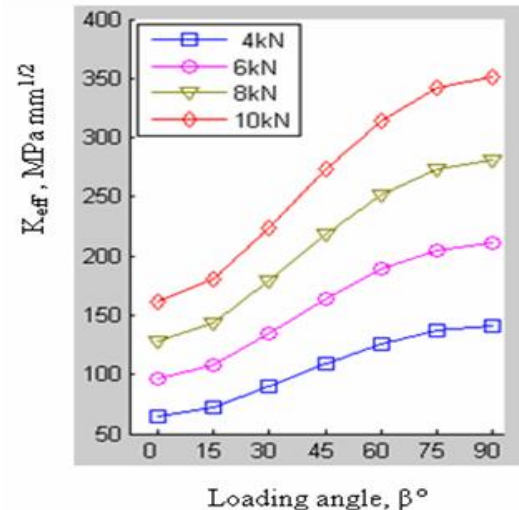


Figure IV- 27: Variation de K_{eff} en fonction de β pour différentes charges appliquées

La variation du rayon de la zone plastique minimum (MPZR) en fonction de l'angle de chargement (β), pour les différentes charges appliquées sont représentés sur la Figure IV- 28. Cette figure montre que l'ampleur de MPZR diminue quand l'angle de chargement passe de 0° (mode II) à 60° et augmente de $\beta = 60^\circ$ à 90° (mode-I). Il est intéressant de savoir que les formes des MPZR en fonction de β , pour les différentes charges appliquées, sont presque similaires et le MPZR minimal

se produit toujours à $\beta=60^\circ$. Ces résultats indiquent clairement que le mode mixte ($\beta = 60^\circ$) est le plus important dans l'évaluation de la durée de vie du matériau. Cette analyse montre que pour la même ampleur de charge appliquée, la capacité d'absorption de l'énergie du matériau en mode mixte ($\beta = 60^\circ$) est la plus petite.

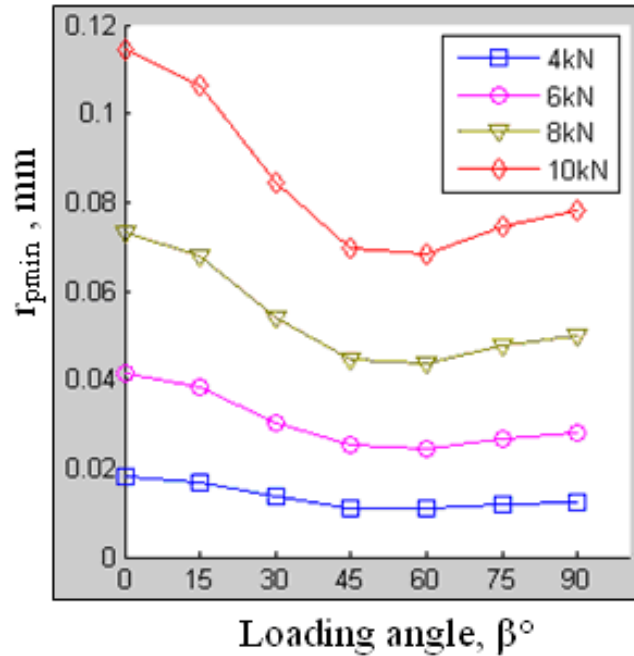


Figure IV- 28: Variation de MPZR (rpmin) en fonction de β

La forme de la zone plastique obtenue par l'équation (IV.4) est montrée dans la Figure IV- 29. Cette figure montre que la forme de la zone plastique est dépendante de l'angle de chargement. Les formes de la zone plastique en pointe de fissure pour différents angles de chargement $\beta = 0^\circ$ (Mode-II), 30° (mode mixte), 60° (mode mixte) et 90° (mode-I) pour une charge appliquée $P=10$ kN sont présentés sur la Figure IV- 29. Cette figure montre que la zone plastique se développe dans la direction horizontale pour angles de chargement $\beta=0^\circ$ et se développe verticalement pour $\beta=90^\circ$. La nature de zones plastiques obtenues dans cette étude est en accord avec les formes théoriques, selon le critère de Von Mises, présentés par David Broek [115], Davidson et Lankford [116]

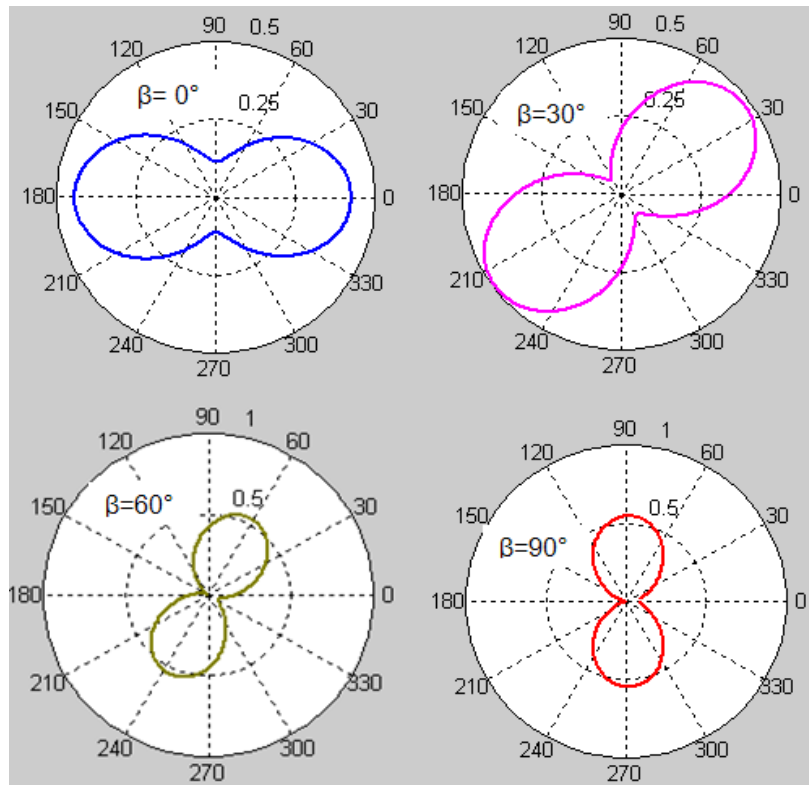


Figure IV- 29: Zones plastiques pour $\beta=0^\circ$, 30° , 60° et 90° sous une charge de 10 kN

IV.4.4. Conclusion

Dans cette partie, nous avons estimé la forme, la taille de la zone plastique en fond de fissure et le rayon minimum de la zone plastique en fonction de l'angle de chargement et du facteur d'intensité de contrainte en mécanique linéaire de la rupture et selon le critère de Von Mises. L'étude est effectuée pour les différents angles de chargement. Nous avons constaté que le chargement en mode mixte ($\beta=60^\circ$) est le plus néfaste.

CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES

Conclusions:

Les conclusions sur la technique de nanoindentation

La technique de nanoindentation dépend de plusieurs facteurs:

- Les conditions de l'environnement telles que: la température, le bruit et les vibrations
- L'homogénéité du matériau
- Les paramètres de l'expérience tels que : la charge, le temps de chargement et de déchargement et le temps de maintien à charge maximale

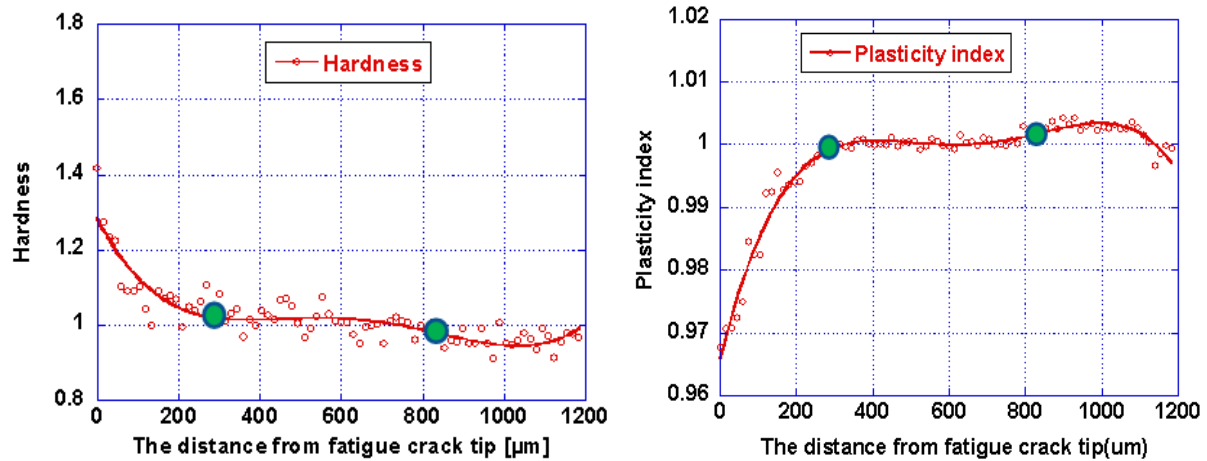
Exploitable des résultats de nanoindentation

Nous avons observé les évolutions des paramètres suivants, obtenus à partir des mesures de nanoindentation:

- La dureté
- Le module réduit
- Le travail élastique
- Le travail plastique et
- L'indice de plasticité

Les relations entre la dureté, le travail élastique, le travail plastique, l'indice de plasticité et la distance par rapport à la pointe de fissure sont très sensibles dans la zone plastique. Par conséquent, on peut utiliser ces relations pour évaluer la taille de la zone plastique cyclique et monotone. Par contre, il est à noter que la relation entre le module réduit et la distance par rapport à la pointe de fissure n'est pas sensible dans la zone plastique.

Les courbes de dureté et d'indice de plasticité font apparaître deux points d'inflexion. Nous avons proposé que ces points marquent les limites entre les différentes zones plastiques cyclique et monotone.



Les formes des zones plastiques cyclique et monotone suivent sensiblement le même profil, seule la taille diffère (voir la [Figure III- 22](#)). La taille de la zone plastique monotone déterminée par nanoindentation est en accord avec le modèle d'Irwin tandis que la zone plastique cyclique est en accord avec modèle d'Izumi.

À partir des mesures faites sur les zones plastiques en tête de fissure, pour les différents rapports de charge, nos mesures montrent que pour un ΔK donné, la taille de la zone plastique cyclique est quasiment la même, quel que soit le rapport de charge alors que des différences existent sur les tailles de la zone plastique monotone. Ces résultats sont conformes avec la théorie.

Estimation de la déformation équivalente dans la zone plastifiée

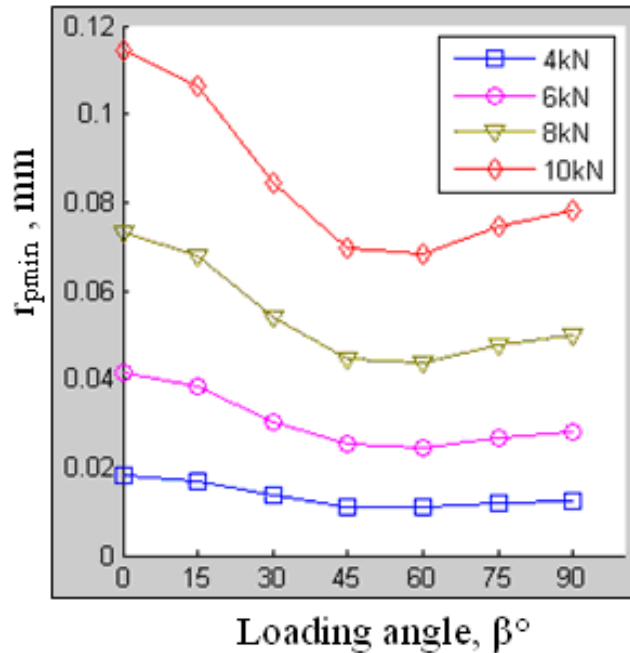
À partir des essais de nanoindentation effectués sur des éprouvettes trapézoïdales, nous avons pu établir un étalonnage corrélant les paramètres tels que la dureté, le travail plastique et l'indice de plasticité avec la déformation totale monotone.

L'analyse des résultats obtenus dans la zone plastique, a permis de déterminer la déformation équivalente dans la zone plastique. On montre ainsi que la déformation maximale proche du bout de la fissure est finie et dépend de l'état microstructural (état T351 ou état recuit). La relation entre la déformation équivalente et la distance par rapport au bout de fissure est tout à fait comparable avec celle obtenue théoriquement ou par des calculs par éléments finis.

Étude de la zone plastifiée en mode mixte

Une analyse théorique de la zone plastique sur une éprouvette sollicitée en mode mixte (Mode I + Mode II) a été entreprise.

On constate que le chargement en mode mixte ($\beta=60^\circ$) est le plus néfaste. Sur la figure ci-dessous est représentée la variation du rayon de la zone plastique minimum (MPZR) en fonction de l'angle de chargement (β), pour les différentes charges appliquées. Cette figure montre que l'ampleur de MPZR diminue quand l'angle de chargement passe de 0° (mode II) à 60° et augmente de $\beta=60^\circ$ à 90° (mode-I). Il est intéressant de noter que les formes des MPZR en fonction de β , pour les différentes charges appliquées, sont presque similaires et le MPZR minimal se produit toujours à $\beta=60^\circ$. Ces résultats indiquent clairement que le mode mixte ($\beta=60^\circ$) est le plus important dans l'évaluation de la durée de vie du matériau.



Perspectives:

Les méthodes proposées dans cette étude peuvent être étendues à d'autres cas de sollicitation ou matériaux. Voici quelques perspectives :

- Déterminer la sensibilité de la méthode de nanoindentation en effectuant des mesures pour les valeurs de ΔK plus faibles,
- Déterminer l'effet de l'environnement sur la taille de la zone plastique en effectuant des comparaisons entre les essais à l'air, sous vide ou un environnement corrosif,

- Effectuer des essais sur un matériau pur, en évitant des problèmes que nous avons rencontré sur les inclusions,
- Effectuer des essais sur un matériau à adoucissement cyclique, ou on peut s'attendre à une diminution de la dureté dans la zone plastique,
- Effectuer des essais de fatigue, de nanoindentation et de profilométrie pour étudier la zone plastique en pointe de fissure sur une éprouvette appropriée en mode mixte pour vérifier l'étendue de la zone plastifiée en mode mixte.

Références bibliographiques

- [1] Bathias et al, How and why the fatigue S–N curve does not approach a horizontal asymptote. International Journal of Fatigue, vol. 23, pp. 143-151, 2001
- [2] F. Nguedjio, Amorçage des Fissures de Fatigue et Probalisation, Calvin université de technologie de compiegne mécanique appliquée et matériaux, 1989
- [3] N. Gérard, Etude du comportement des fissures courtes au fond d'une entaille mécanique sous sollicitation en fatigue, 2003
- [4] J. J. Kruzic, J. P. Campbell and R. O. Ritchie, On the fatigue behaviour of based titanium aluminides: role of small cracks, Acta mater. Vol.47, No.3,p. 801-816, 1999.
- [5] D. S. Tchankov , A. Ohta , N. Suzuki , Yoshio Maeda, Random loading fatigue life assessments for notched plates, International Journal of Fatigue 21, p.941–946, 1999
- [6] Patrick Coppin, Amorçage et propagation des fissures courtes dans un alliage d'aluminium lithium, Thèse présentée à l'école centrale Paris, 1991
- [7] P.J.E. Forsyth, Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys, Acta. Metall., 11, p. 703-715, 1963
- [8] J.R. Desforges Programmation en fatigue des fissures courtes dans les alliages d'aluminium, ENSMA Poitiers, 1996.
- [9] K.J.Miller Fat. Eng .Mat. Struct. 5, p. 223, 1982
- [10] C. Kaynak, A. Ankara and T.J. Baker, A comparison on short and long fatigue crack growth in steel, Int. J. Fatigue, Vol. 18, No 1, p. 17-23, 1996.
- [11] C. Bathias, J.P Baïlon. La fatigue des matériaux et des structures, 2 ème édition, 1997.
- [12] G. Murtaza, R. Akid, Empirical corrosion fatigue life prediction models of a high strength steel, Engineering Fracture Mechanics 67, p. 461-474, 2000.
- [13] J-Y. Buffière, S. Savelli, P.H. Jouneau, E. Maire, R. Fougères, Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al–Si7–

Mg0.3 cast Al alloys, Materials Science and Engineering, A316, p.115-126, 2001.

- [14] X.Bin, thèse, Confrontation des aspects statistiques et détermination de l'amorçage des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium, Ecole Centrale paris, 1998.
- [15] Dorlot, J.M., Baïlon, J.P.& Masounave, J., Des matériaux, Ecole polytechnique de montréal, Montréal, Canada, 1986.
- [16] Hénaff, G., Fatigue des matériaux et des structures, Cours ENSMA, Poitiers, France, 2005.
- [17] H.P. Lieurade, La pratique des essais de fatigue, PYC Edition Paris, 1982.
- [18] R. Cervený, thèse de doctorat, Etude de la propagation des fissures de fatigue dans l'alliage d'aluminium 7010-T7651 (fermeture et influence de microstructure et de la géométrie des éprouvettes), 1994.
- [19] R.M. Peloux, Trans ASM, 62, p. 281-285, 1969.
- [20] N. Meraha, T. Bui-Quoc, M. Bernard, Creep-fatigue crack growth in notched SS-304 plates at 600°C Engineering Fracture Mechanics 63, p. 39-55, 1999.
- [21] Anderson, T.L. Fracture mechanics "Fundamentals and Applications, CRC Press", Florida, 1995.
- [22] Anderson, T. L., Fracture mechanics: Fundamentals and Applications, CRC Press, Florida, 1995.
- [23] Irwin, G. R. "Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate". Journal of Applied Mechanics 1957; 24: pp. 361-364.
- [24] S. Suresh "Fatigue of Materials", Cambridge University Press, 1998
- [25] Bueckner, H. F. "A novel principle for the computation of stress intensity factors". Z. Angew. Math. Mech. 1970; 50: pp. 529-546.
- [26] Miannay, D "Mécanique de la rupture", Les Ulis, France, 1995
- [27] Rice, J. R. "Some remarks on elastic crack tip stress fields". International Journal of Solids and Structures 1972; 8: pp. 751-758.

- [28]** Beghini, M. & Bertini, L. "Weight function for an inclined edge crack in a semiplane". *International Journal of Fracture* 1999; 99: pp. 281-292.
- [29]** Shen, G. & Glinka, G. Weight function for a surface semi-elliptical crack in a finite thickness plate. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 1991; 15: pp. 247-255
- [30]** Wang, X. & Lambert, S. B. "Local weight functions for semi-elliptical surface cracks in finite thickness plates". *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 1995; 23: pp. 199-208.
- [31]** Wang, X, "Stress intensity factor and weight functions for surfaced cracked plates and welded joints", *Mémoire de thèse*, 1997. University of Waterloo, Waterloo, Canada
- [32]** Lin, X. B. & Smith, R. A. Finite element modelling of fatigue crack growth of surface cracked plates; Part I: The numerical technique. *Engineering Fracture Mechanics* 1999; 63 (5): pp. 503-522.
- [33]** Irwin, G. R. *Fracture Dynamics "Fracturing of Metals"*, Cleveland, American Society for Metals, 1948, pp. 147-166.
- [34]** Rice, J. R. "A path independent integral and the approximate analysis of strain conception by notches and cracks". *Journal of Applied Mechanics* 1968; 35: pp. 379-386.
- [35]** Parks, D.M. "A stiffness derivative finite element technique for determination of elastic crack tip stress intensity factors". *International Journal of Fracture* 1974; 10: pp. 487-502.
- [36]** Hwang, C. G. & Ingraffea, A. R. "Virtual crack extension method for calculating the second order derivatives of energy release rates for multiply cracked systems". *Engineering Fracture Mechanics* 2007; 74 (9): pp. 1468-1487.
- [37]** A. Wells "Application of fracture mechanics at and beyond general yielding", *British welding J.*, Vol. 10-11, pp. 563-570, 1963
- [38]** A. Wells "Unstable Crack Propagation in Metals" *Cleavage and Fast Fracture Proc. of Symp. Crack Propagation*, Vol.1, College of Aeronautics, Cranfield, p.210-230(1961)

- [39] A.H Cottrell "Theoretical Aspects of Radiation Damage and Brittle Fracture in Steel Pressure Vessels". Iron Steel Inst. Rep. N069, p.218-296(1961)
- [40] D.M Tracey "Finite Element Solution for Crack-Tip Behavior in Small-Scale Yielding " J. Eng. Mat. Techn, p.146-151 (1976)
- [41] M. Klesnil et P. Lukas., Mat. Sci. and Eng., 9, p. 231, 1972
- [42] G. Pluvinage - Mécanique élastoplastique de la rupture "critères d'amorçage", Ed. CEPADUES, Metz, 1989.
- [43] Pierre-Olivier Bouchard "Contribution à la modelisation numerique en mecanique de la rupture et structures multimateriaux", Thèse présentée à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2000
- [44] C.F. Shih "Relationship between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks", J. of Mech. Phys. Solids, Vol. 29, pp. 305-326, 1981.
- [45] <http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=49>
- [46] J. Petit and J. Mendez, some aspects of the influence of microstructure on fatigue, fatigue 96, Pergamon, I, p. 327-341, 1996.
- [47] O. ONI, Contribution a l'étude des fissures courtes se propageant en fatigue dans les aciers, Université de technologie de Compiègne 1986.
- [48] S.J. Zhu, L.M. Peng, T. Moriya, Y. Mutoh, Effect of stress ratio on fatigue crack growth in TiAl intermetallics at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A290, p.198-206, 2000.
- [49] C.A.R.P. Baptista et al. Describing fatigue crack growth and load ratio effects in Al 2524 T3 alloy with an enhanced exponential model.Mechanics of Materials, Volume 51, August 2012, Pages 66-73
- [50] W.Y. Maeng Y.H. Kang, T.W. Nam, S. Ohashi, T.Ishihara Synergistic interaction of fatigue and stress corrosion on the corrosion fatigue crack growth behavior in Alloy 600 in high temperature and high pressure water, Journal of Nuclear Materials 275, p. 194-200, 1999.

- [51] M.L. Du, F.P. Chiang, S.V. Kagwadet and C.R. Claytont, Damage fatigue of Al 2024 alloy due sequential exposure to fatigue, corrosion and fatigue, Int. J. Fatigue Vol. 20, No. 10, pp. 734-748, 1998.
- [52] M. Papakyriacou , H. Mayer C. Pypen, H. Plenk Jr, S. Stanzl-Tschegg, Effects of surface treatments on high cycle corrosion fatigue of metallic implant materials International Journal of Fatigue 22, p.873-886, 2000.
- [53] H. Alawi, J.N. Alhajji, M.R. Reda, The effect of sort tap water chemistry on fatigue crack growth of steel, Engineering Fatigue Mechanics Vol 53, No 3, p387-398, 1996.
- [54] J.P. Chubb, T.A. Morad, B.S. Hockenhull and J.W. Bristow, The effect of exfoliation corrosion on the fracture and fatigue behaviour of 7178-T6 aluminium, Int. J. Fatigue, 17, N°1, p. 49-54, 1995.
- [55] A. Zeghloul and J. Petit, Fat. Fract. Eng.Mat.Struct.8, p341, 1985.
- [56] N.J. Wadsworth and J. Hutchings, The effect of atmospheric corrosion on metal fatigue, philosophical magazine, serie 8, vol.3,n°34, p.1154, 1958.
- [57] F.J. Bradshaw and C. Wheeler, The effect of environnement on fatigue crack propagation, applied Materials research, 5, N°2, p. 112-, 1966.
- [58] X.Demulsant, Facteurs microstructuraux gouvernant l'amorçage et la croissance des fissures de fatigue dans les alliages de titane Université de Poitiers 1994.
- [59] L. lanes , A. Mateo , P. Villechaise , J. Mendez , M. Anglada Effect of testing atmosphere (air/in vacuo) on low cycle fatigue characteristics of a duplex stainless steel L. International Journal of Fatigue 21, p. 119–125, 1999.
- [60] ZEGHLOUL.A. Comparaison de la propagation en fatigue des fissures courtes et des fissures longues dans les alliages d'aluminium à haute résistance, thèse Univ. De poitiers, 1980
- [61] JENDOUBI Khemaïs “Mesures locales et globales des paramètres mécaniques gouvernant la fissuration par fatigue”, Thèse présentée à L'ENSMA pour obtenir le grade de docteur de l'université de Poitiers, 1987
- [62] Jean Paul Bailon “ Des matériaux “, Presses Polytechnique de Montréal, 2000

- [63]** FOURNIER D. These Univ. De Poitiers, 1980
- [64]** Ranganathan N et al , A contribution to the study of fatigue crack retardation in vacuum, Engineering Fracture Mechanics, Volume 11, P 775–789, 1979
- [65]** L.Davidson and J.Lankford. Fat. of Eng. Mat. Struct., 7, 1984, p.29, 1984
- [66]** Q.Chen, N. Kawagoishi H. Nisitani, Evaluation of fatigue crack growth rate and life prediction of Inconel 718 at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A277, p. 250-257, 2000.
- [67]** S.J. Zhu, L.M. Peng, T. Moriya, Y. Mutoh, Effect of stress ratio on fatigue crack growth in TiAl intermetallics at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A290, p.198-206, 2000
- [68]** W.J. Evans, M.R. Bache, M. McElhone and L. Grabowski, Environmental interactions with fatigue crack growth in alpha/beta titanium alloys Int. J. Fatigue, 19, Supp. No. 1, p. 177-182, 1997.
- [69]** L. Farcy, thèse de doctorat, Etude comparative des mécanismes de fissuration des deux alliages d'aluminium 2024 et aluminium-lithium 2091, 1990.
- [70]** A. Imad, Mécanisme du retard induit par l'application d'une surcharge au cours de la propagation d'une fissure de fatigue, U.S.T.L., Lille, 1989.
- [71]** N. Ranganathan, Contribution au développement d'une approche énergétique à la propagation d'une fissure de fatigue, thèse de docteur ès sciences physiques de l'université de Poitiers, 1985.
- [72]** J.R. Desforges Programmation en fatigue des fissures courtes dans les alliages d'aluminium, ENSMA Poitiers, 1996.
- [73]** X. Decoopman Influence des conditions de chargement sur le retard à la propagation d'une fissure de fatigue après l'application d'une surcharge, HEI Lille 1999.
- [74]** J.P. Bernard and col, ASTM STP 595, p.78,1976.
- [75]** R.E. Jones, Fatigue crack growth retardation after single-slice peak overload in Ti-6Al-4V titanium alloy, Eng. Fract.Mech, 5, p.585-604, 1973.
- [76]** O. ONI, Contribution a l'étude des fissures courtes se propageant en fatigue dans les aciers, Université de technologie de Compiègne 1986.

- [77]** Elber, W. Fatigue crack closure under cyclic tension. Engineering Fracture Mechanics 1970; 2: pp. 445-476.
- [78]** F.Lorent et al “Numerical Modeling of energy dissipated in the plastic zone” Fatigue Crack Growth, Behavior and Analysis, Editors Ping Tang and Jm Leor Zhang, Nova Science Publishers, NY, USA, 2012, pp 293-312.
- [79]** M.BENGUEDIAB et al “Determination of the Energy Necessary for Creating Fatigue Cracks by Microhardness Measurements” Journal of Testing and Evaluation, vol.29, no.5, pp 492-498, 2001
- [80]** Khan, S.M.A., Khraisheh, M.K, 2000. Analysis of mixed mode crack initiation angles under various loading conditions. Eng. Fract. Mech. 67, 397-419
- [81]** Khan, S.M.A., Khraisheh, M.K., 2004. A new criterion for mixed mode fracture initiation based on the crack tip plastic core region. Int. J. Plasticity 20, 55-84
- [82]** Li, C.B., Kwang, S.K., 2004. The minimum plastic zone radius criterion for crack initiation direction applied to surface cracks and through-cracks under mixed mode loading. Int. J. Fatigue 26, 1169-1178,
- [83]** Golos, K., Wasiluk, B., 2000. Role of plastic zone in crack growth direction criterion under mixed mode loading. International Journal of Fracture 102, 341-353
- [84]** N. RANGANATHAN et al “Experimental characterisation of the elastic-Plastic strain fields at a crack tip” Journal of engineering Materials and Technology, 1994, 116, pp. 187-192
- [85]** ASTM STP 637, American Society for Testing and Material. Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth
- [86]** Gilbert Henaff et al 2005, Fatigue des structures: Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture
- [87]** Irwin GR. Plastic zone near a crack and fracture toughness. In: Proceedings of 7th Sagamore Conference.1960.
- [88]** G.R. Irwin, Fracture strength of relatively brittle structures and materials. Journal of the Franklin Institute, Volume 290, Issue 6, December 1970, Pages 513-521.

- [89]** Rice J.R, Fatigue Crack Propagation. ASTM, STP 415, p.247, 1967
- [90]** Dugdale D.S. Yielding of steel sheet containing slits. J of Mech Phys Solids 1960 Structures 45 (2008) 6399–6415.
- [91]** Agah Uguz , John W. Martin, 1996. Plastic zone size measurement techniques for metallic materials. Materials Characterization, Volume 37, pages 105-118.
- [92]** Naman Recho “Rupture par fissuration des structures”, Hermès, Paris, 1995
- [93]** Rami HAMAM ” Simulation de la propagation des fissures par fatigue...” Thèse présentée et soutenue à Cachan le 6 octobre 2006
- [94]** G.R. Irwin “Plastic zone near a crack and fracture toughness”. Proc. Of the seventh Sagamore Ordnance Materials Conference, vol. 4 pp.63-78, New-york, Syracuse University, 1960.
- [95]** C. Bathias and R. M. Pelloux, Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels. Metall. Trans. 4:1265-1273 (1973).
- [96]** A. Saxena and S.D. Antolovich, Low cycle fatigue, fatigue crack propagation, and substructures in a series of polycrystalline Cu-Al alloys. Metall. Trans. A 6:1809-1828 (1975)
- [97]** C. Bathias, Plastic Zone Formation and Fatigue Crack Growth, Proc. 4th Int. Conf. on Fracture II (ICF4), pp. 1307-1312 (1977).
- [98]** A. H. Purcell and J. Weertman, Crack tip area in fatigued copper single crystals. Metall. Trans. 5: 1805-1809 (1974).
- [99]** N. RANGANATHAN et al “On the determination of fatigue plastic zone size”, Int. J. of Fract., 19, R31-R34, 1982
- [100]** Golos. K and Wasiluk. B. “Role of plastic zone in crack growth direction criterion under mixed mode loading”. Int. J. Fracture 102, 341–353, 2000
- [101]** Wasiluk. B. and Golos, K. “Prediction of crack growth direction under plane stress for mixed mode I and II loading” Fatigue Fracture Eng. Mater. Struct. 23, 381–386, 2000
- [102]** Kahan and Khraisheh. M. K. “A new criterion for mixed mode fracture initiation based on crack-tip plasticity” Int. J. Plasticity 20, 55–84, 2004.

- [103] Kudari, S. K. and Sharanaprabhu, C. M. “Analysis of crack-tip plastic zones under mixed mode I/II loading,” Proc. Int. Conf. Recent Developments in Mechanical Engineering, 23–25 January, Mohali, India, pp. 373–377, 2008**
- [104]** Y. Izumi and M. E. Fine, Role of plastic work in fatigue crack propagation in metals. Eng. Fract.Mech. 11:791-804 (1979).
- [105]** Lai and W.G. Ferguson, Relationship between the shear lip size and the fracture toughness. Mater. Sci. Eng. 45:183-188 (1980).
- [106]** D.L. Davidson, Uses of electron channelling in studying material deformation. ht. Metals Rev. 29: 75-95 (1984).
- [107]** J.P.Spencer et al, A multiple scattering transport theory for electron channelling patterns. Magazine A. VOL. 42, 433-451 (1980).
- [108]** A. Tekin and J.W. Martin, High-resolution measurement of crack-tip plastic zone sizes by selected area channelling patterns. Metallography 22:1-14 (1989).
- [109]** N. Ranganathan et al. Fatigue crack initiation at a notch. International Journal of Fatigue 33 (2011) 492– 499
- [110]** K.H. Benrahou et al “Estimation of the plastic zone by finite element method under mixed mode loading”. Computational Materials Science 38 (2007) 595– 601
- [111]** ASTM E647, “Standard Test Method for Measurement of fatigue crack growth rates
- [112]** Sharanaprabhu and Kudari, “Finite Element Analysis of Minimum Plastic Zone Radius criterion for crack initiation direction under mixed mode loading” Conference Proceedings 1138, 13 (2009)
- [113]** Bian and Kim, “The minimum plastic zone radius criterion for crack initiation direction applied to surface cracks and through-cracks under mixed mode loading”, International Journal of fatigue, vol. 26, 2004, p.1169-1178.
- [114]** Sharanaprabhu et al “Study on Mixed Mode Crack-tip Plastic Zones in CTS Specimen”, Proceedings of the World Congress on Engineering 2008 Vol II WCE 2008, July 2 - 4, 2008, London, U.K

- [115]** David Broek, "Elementary Engineering Fracture Mechanics" Noordhoff International Publishing, Netherlands (1974)
- [116]** Davidson and Lankford [1980] "Fatigue crack tip plastic strain high-strength aluminum alloys" Fatigue of Engineering Materials and Structures Vol. 3, No. 4, 289-303, 1980

Annexe:

Les courbes de la dureté, le travail plastique et élastique, l'indice de plasticité correspondant avec $a = 13,2$, $R = 0,3$ et $\Delta K = 16 \text{ MPa.m}^{1/2}$

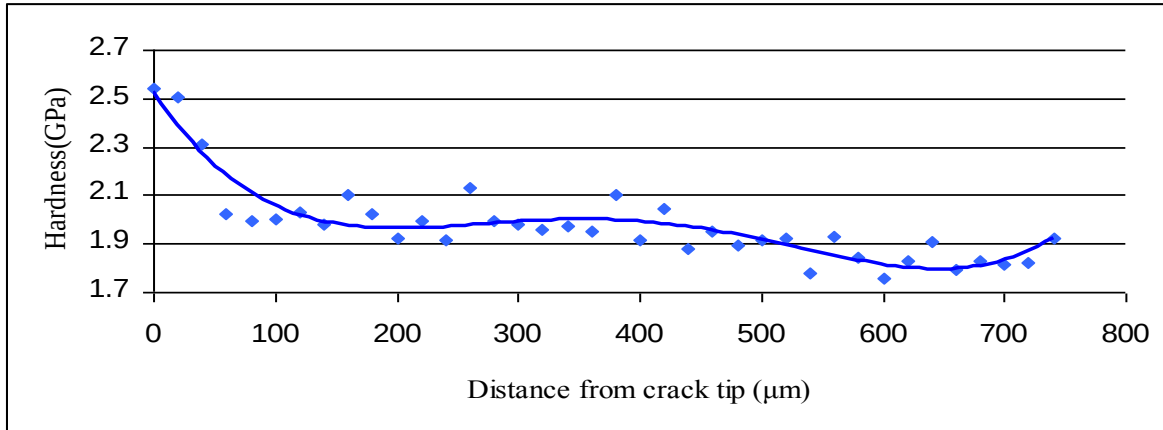


Figure 1. Résultat analytique de la dureté correspondant avec $a = 13,2$ et $R = 0,3$

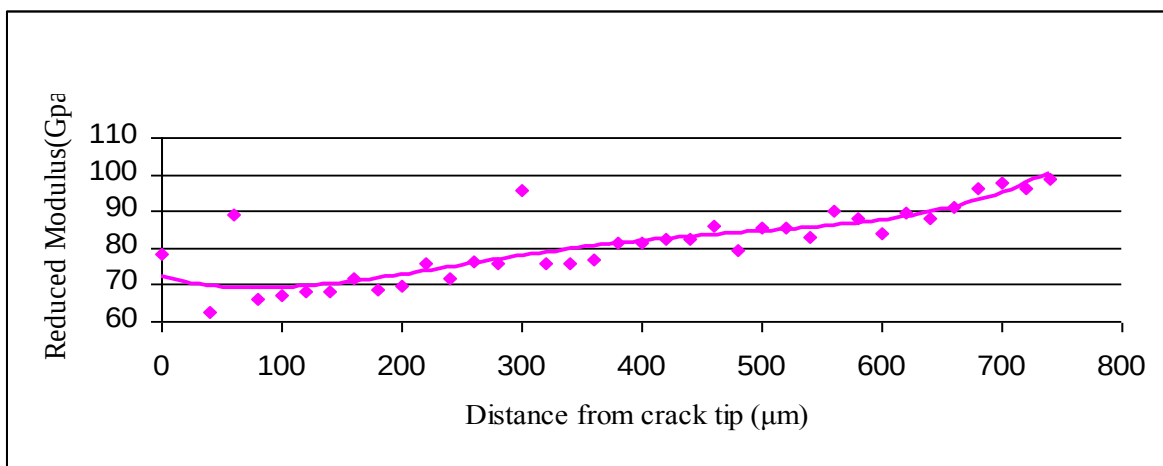


Figure 2. Résultat analytique du module réduit correspondant avec $a = 13,2$ et $R = 0,3$

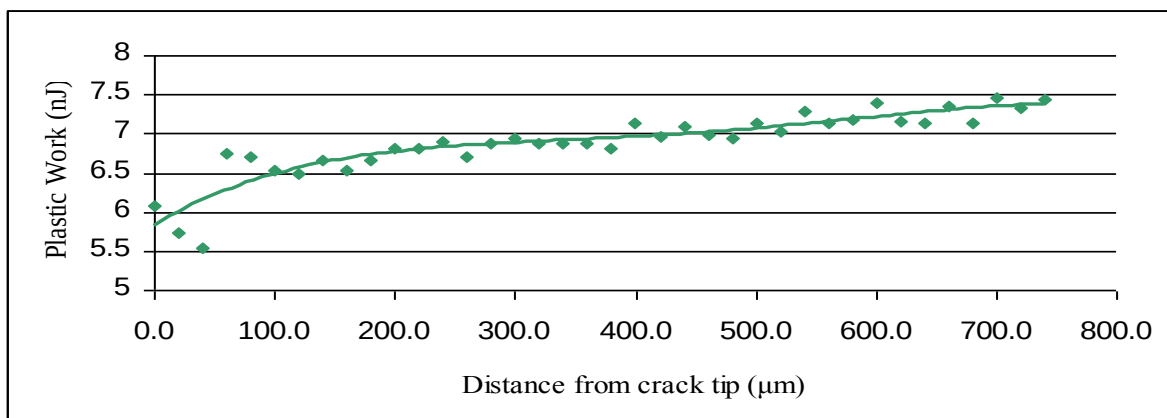


Figure 3. Résultat analytique du travail plastique correspondant avec $a = 13,2$ et $R = 0,3$

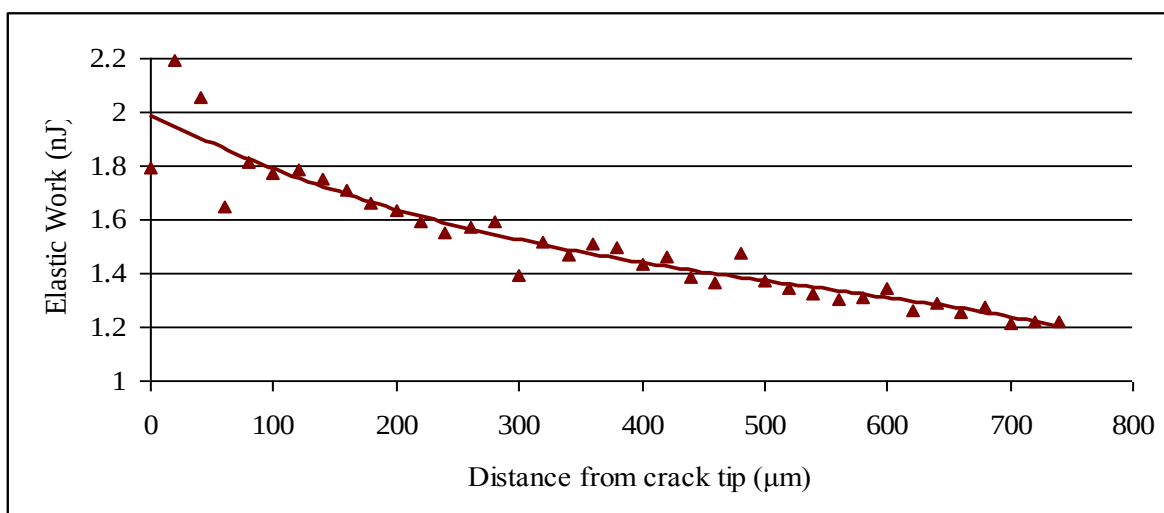


Figure 4. Résultat analytique du travail élastique correspondant avec $a=13,2$ et $R=0,3$

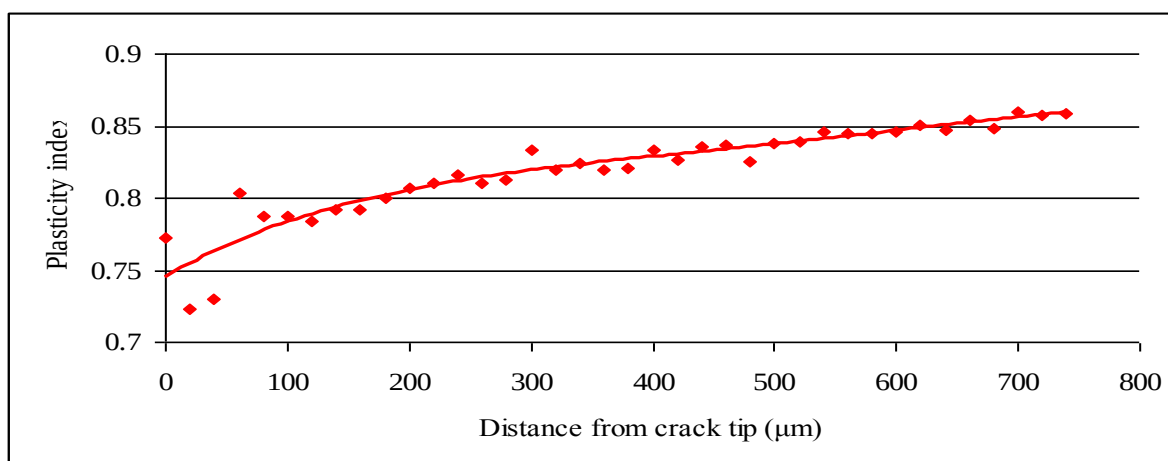


Figure 5. Résultat analytique de l'indice de plasticité correspondant avec $a=13,2$ et $R=0,3$

Les courbes de la dureté, le travail plastique et élastique, l'indice de plasticité correspondant avec $a=15,6$; $R=0,5$ et $\Delta K = 16 \text{ MPa.m}^{1/2}$

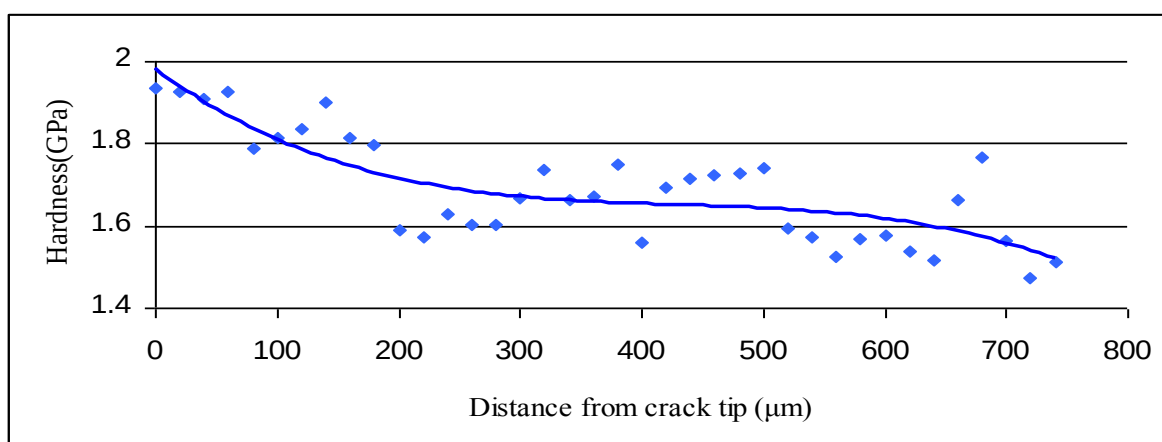


Figure 6. Résultat analytique de la dureté correspondant avec $a=15,6$ et $R=0,5$

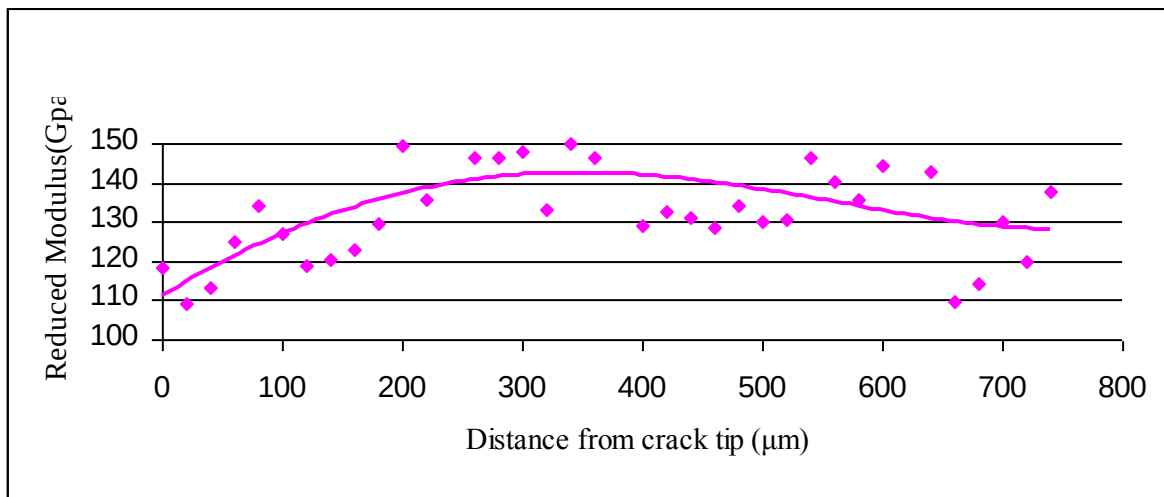


Figure 6. Résultat analytique du module réduit correspondant avec $a=15,6$ et $R=0,5$

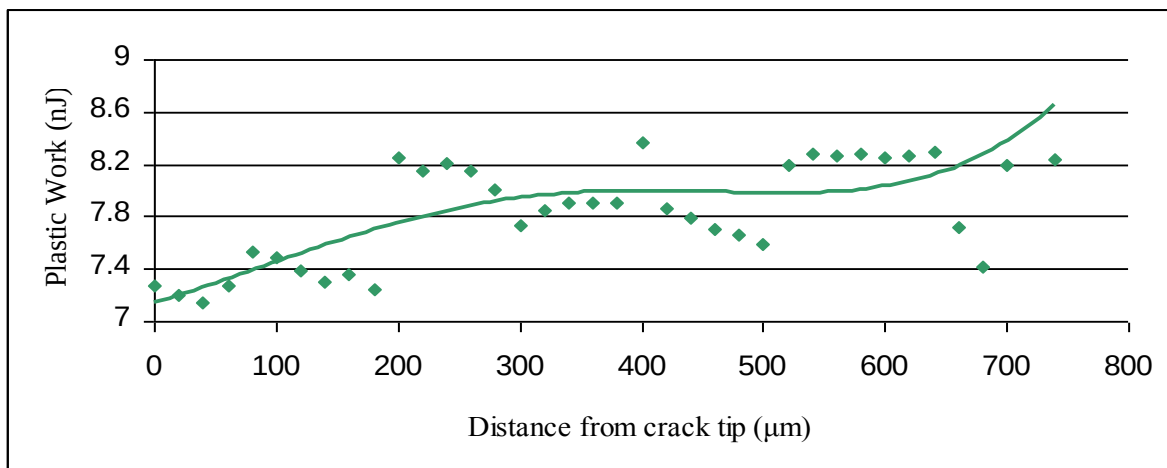


Figure 8. Résultat analytique du travail plastique correspondant avec $a=15,6$ et $R=0,5$

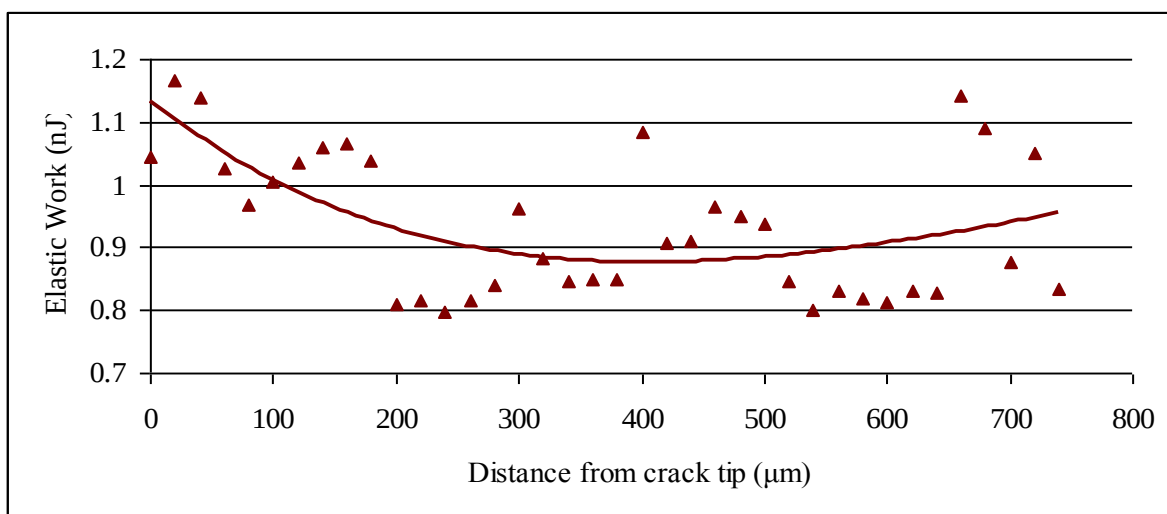


Figure 9. Résultat analytique du travail élastique correspondant avec $a=15,6$ et $R=0,5$

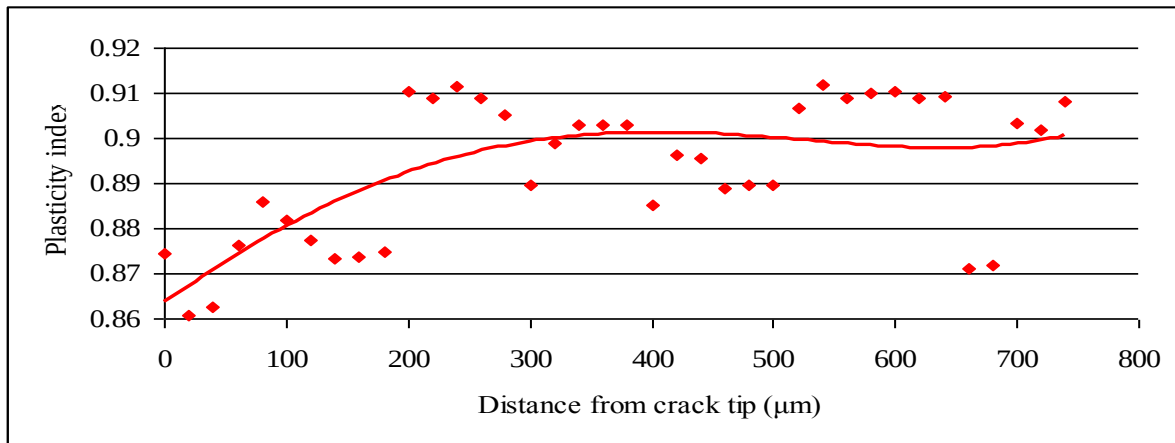


Figure 10. Résultat analytique de l'indice de plasticité correspondant avec $a = 15,6$ et $R = 0,5$

Les étapes pour faire nanoindentation avec microscope

- 1) Mettre l'échantillon sur le support de l'éprouvette
- 2) Ouvrir logiciel "Nano Test Platform"
- 3) Faire un "Focal Plane"



Figure 11: Faire un focal Plane

- 4) Choisir la direction X -(négative) et grande vitesse pour contacter avec indenteur

Si l'échantillon est proche de indenteur (environ 0,5 mm), alors nous devons arrêter (n'oubliez pas de observer la distance entre l'échantillon et indenteur) puis choisir "Set safe contact speed" (voir la [figure 12](#)) à contacter détectable. Après de contact, nous devons revenir 30μm puis cliquez sur " Sample in position"

Choisissez la direction X+ (positif) et la grande vitesse pour déplacer l'échantillon claire de tous les microscopes jusqu'à X = +20500 μm (pour le NanoTest Vantage) et puis cliquez sur "Sample is Clear", cliquez sur "yes" pour déplacer l'échantillon vers microscope.

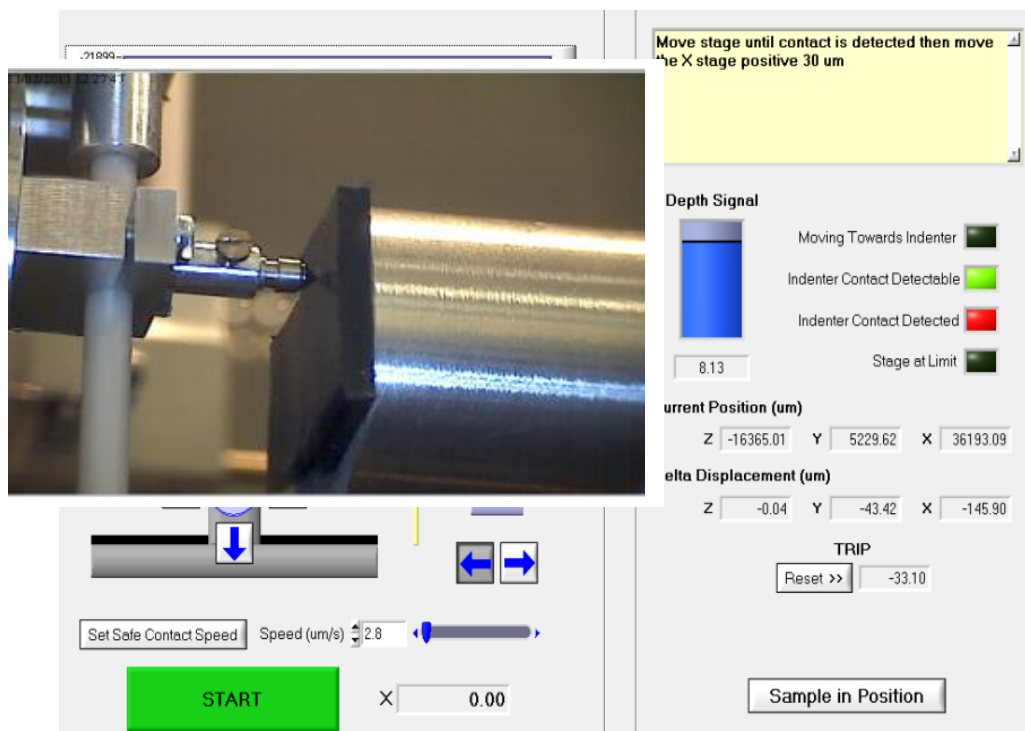


Figure 12: Contacter l'éprouvette avec indenteur

5) Déplacez échantillon jusqu'à "focus" sous les multiples microscopes objectifs

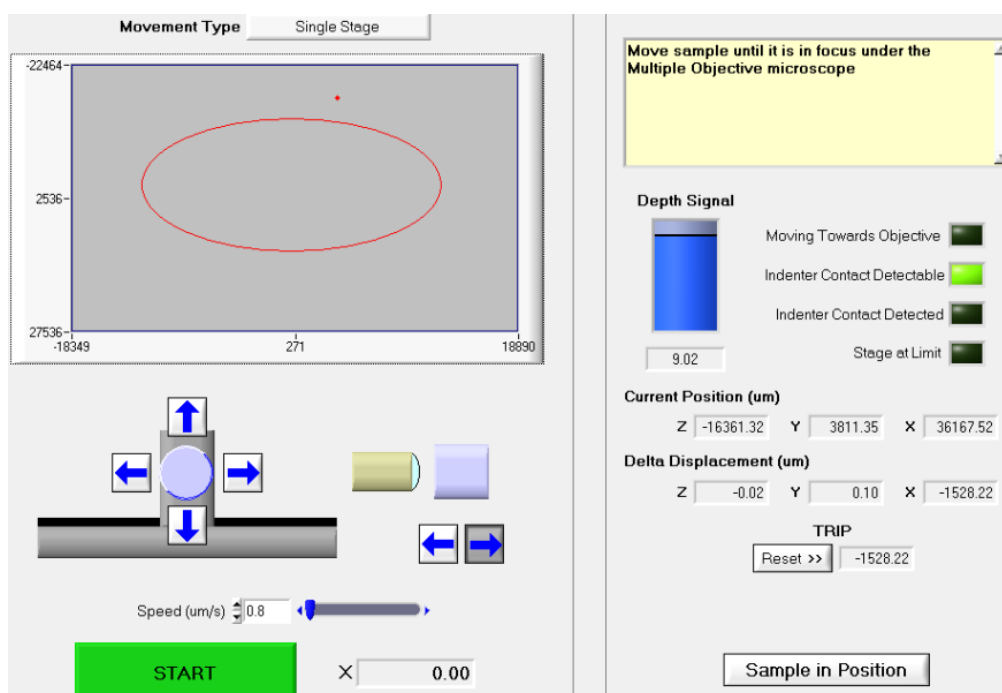


Figure 13: Déplacez échantillon jusqu'à " focus"

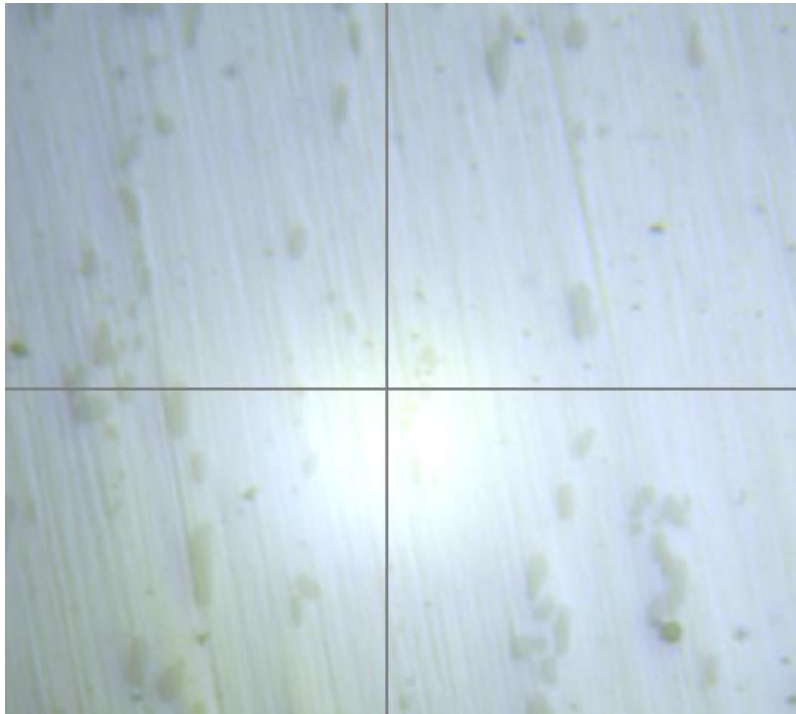


Figure 14: Exemple pour l'échantillon est "focus" avec microscope objectif 40x

Lorsque l'échantillon est "focus", cliquez sur "Sample in position" et puis cliquez sur "yes" pour enregistrer "new calibration"

6) Faire un programme d'expérimentation

Cliquez sur "Experment → Indentation → Define New Schedule"

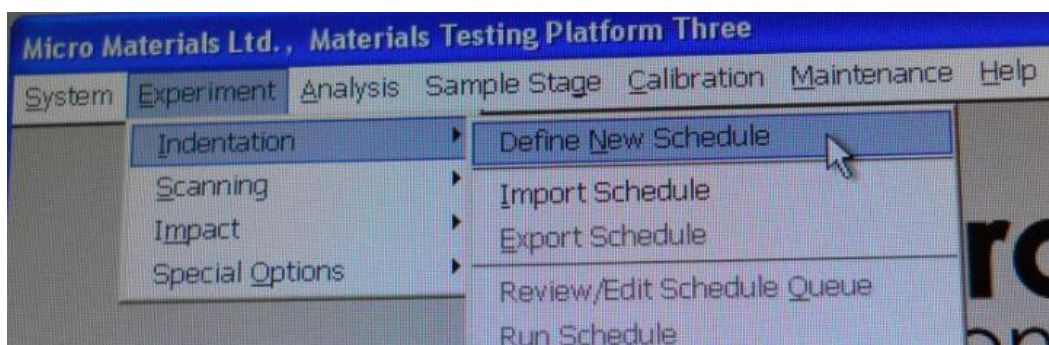


Figure 15: Faire un programme d'expérimentation

Dans la fenêtre "Experiment Type", nous choisissons "Depth Vs Load Hysteresis" puis entrez les paramètres de l'expérimentation (figure 16) comme: " Maximum Load, minimum load, load time and unloading time, dwel period at maximum load, Indentation Grid Size "

Figure 16: Les paramètres d'entrée d'expérience

Après d'entrer les paramètres de l'expérimentation, nous choisissons "Select Results Filename" puis cliquez sur "Add Experiment to Schedule Queue" et "Finished"

7) Run scheduled program

Cliquez sur "Experiment→Indentation → run schedule"

8) L'analyse des données

Cliquez sur "Analysis→Indentation→ Pyramidal Analysis →Perform Analysis"

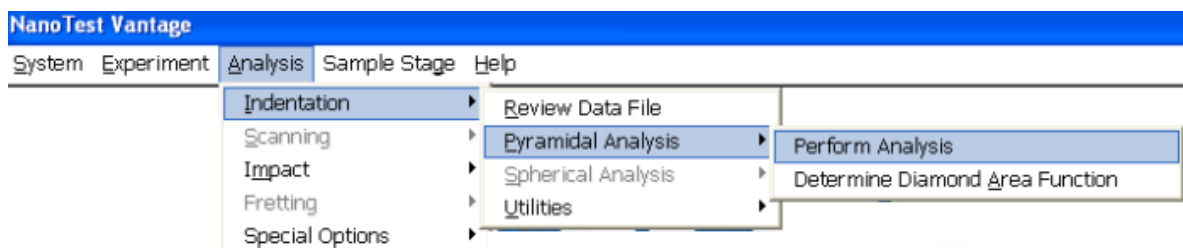


Figure 17: L'analyse des données

La fenêtre "Perform analysis" a trois grands domaines (voir la [figure 18](#)): Fichiers d'analyse en haut, définition d'analyse en bas à gauche et la définition de la fonction de zone diamantifère en bas à droite.

Files for Analysis

c:\LMP\DO\Fused silica_calibration\Copv (2) of fused silica 21-1-13\8indent_max200_min150mN_4mNs

Add file to list **1**

Analysis Definition

Analysis Method: Power Law Fit

Start fitting at: 100 % of Maximum load

Stop fitting at: 20 % of Maximum load

Epsilon Constant: 0.75 **2**

Energy Calculations: ☒ Strain Rate Calculation: ☐

Penetration Rate Calculation: ☐ Loading Rate Calculation: ☐

Use Original Compliance: ☐

Frame Compliance (nm/mN): 0.367656 **5**

Thermal Drift Correction: Off

Depth Offset Correction: Use Original Corrections

Diamond Area Function Definition

Mode: Ideal Function **3**

Ideal Function: Berkovich Value: 24.50

Beta Factor: Berkovich Value: 1.03400

General Function: Fitted APd + BPd² **4** Order: 2

6

Figure 18: Effectuer une analyse

9) Voir les résultats après analyser

Cliquez sur "Analysis → Indentation → Review data file"

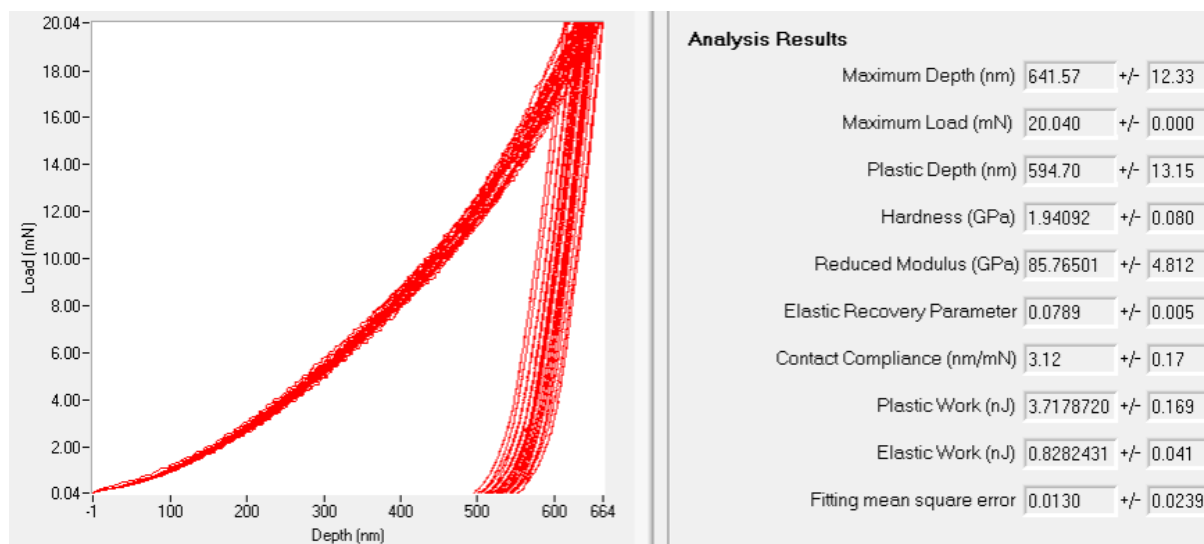


Figure 19: Voir les résultats de l'analyse

10) Exporter le résultat résultat par texte

Cliquez sur “Export → Analysis Results → enter filename and save”

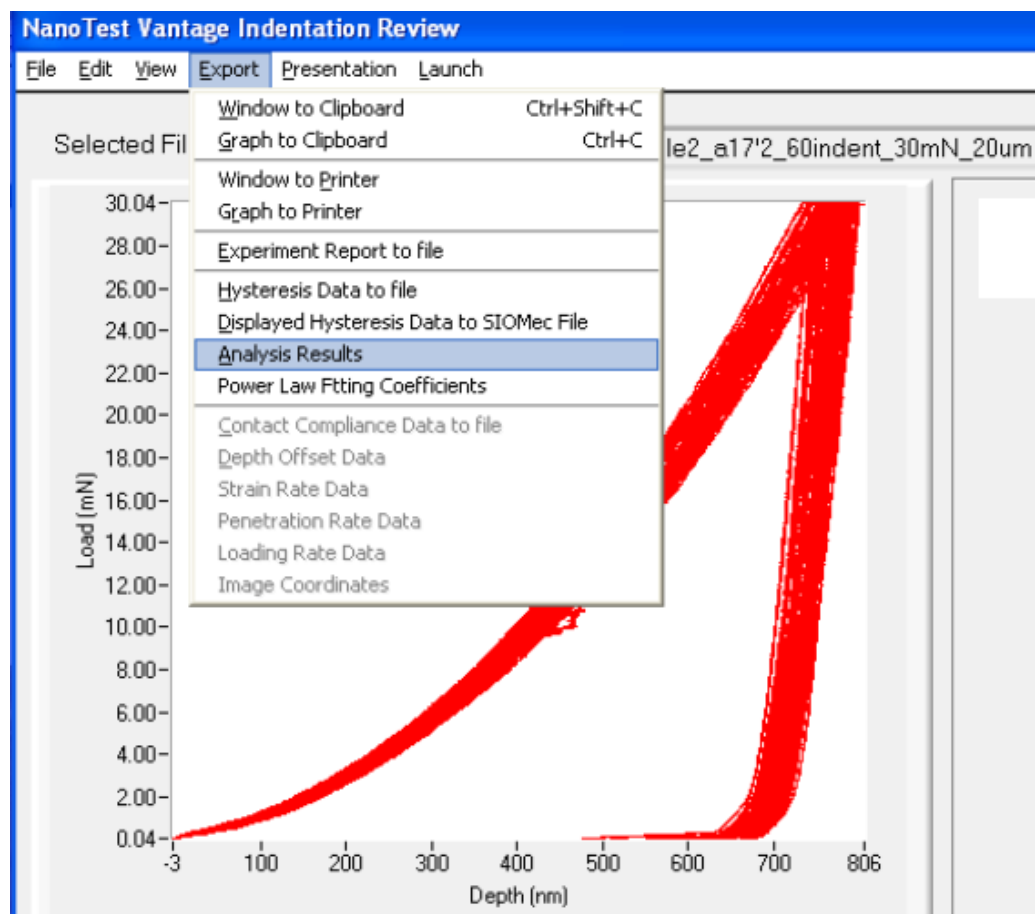


Figure 20: Exportation de résultat