



République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieure et de la Recherche Scientifique
Université Abou Bekr Belkaid – Tlemcen

Faculté de Technologie
Département de Génie Mécanique

Thèse pour l'obtention du diplôme en Post-Graduation

Doctorat en Génie Mécanique

Option : Sciences des Matériaux

Thème

***Influence des effets de la géométrie des entailles
sur l'amorçage et la fermeture des fissures***

Présenté par : **BENACHOUR Nadja**

Le : / / devant le jury composé de :

Président :	CHEIKH Abdelmadjid	Pr.	Université de Tlemcen
Directeur de thèse :	HADJOUI Abdelhamid	Pr.	Université de Tlemcen
Co-Directeur :	BENGUEDIAB Mohamed	Pr.	Université de Sidi Bel Abbès
Examineur :	MEFTAH Khouane	MCA	Université de Tlemcen
Examineur :	BOUCHOUICHA Benatou	MCA	Université de Sidi Bel Abbès
Examineur :	ZEMRI Mokhtar	MCA	Université de Sidi Bel Abbès

Année universitaire : 2013-2014

Remerciements

Je tiens à remercier Messieurs **HADJOUI Abdelhamid** et **BENGUEDJAB Mohammed** respectivement professeurs à l'université de Tlemcen et l'université de Sidi Bel Abbes, pour avoir acceptés, il y a quatre ans, d'assurer la direction et l'encadrement de ma thèse.

Je remercie Monsieur **CHEIKH Abdelmadjid**, professeur à l'université de Tlemcen, Faculté de Technologie, département de génie mécanique, de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de soutenance de ma thèse.

Je remercie Monsieur **MEFTAH Khouane**, Maître de Conférence à l'université de Tlemcen pour avoir accepté de faire partie de mon jury.

Je remercie Monsieur **BOUCHOUICHA Benatou** et Monsieur **ZEMRI Mokhtar**, Maîtres de Conférences à l'Université de Sidi Bel Abbes d'avoir accepté de participer à mon jury.

Mes remerciements vont également à Monsieur **BENACHOUR Mustapha**, chef d'équipe Mécanique du Solide & Matériaux pour m'avoir accueilli et avoir facilité mes conditions de travail au laboratoire d'Ingénierie des Systèmes Mécaniques & Matériaux: IS2M et l'aide fourni pour avoir toutes les données expérimentales.

J'exprime ma plus sincère reconnaissance et ma gratitude à tout le personnel administratif et technique de la faculté de Technologie, en particulier à **Touria** et **Samira** pour leur sympathie à mon égard. Je tiens également à remercier les membres du laboratoire IS2M pour leur soutien moral particulièrement Messieurs **SEBAA Fethi** et **HADJOUI Fethi**.

Mes reconnaissances et mes gratitudes vont principalement à Monsieur **André PINEAU**, professeur émérite à Mines ParisTech, Centre des Matériaux d'Evry, Monsieur **Yazid MADI** chercheur associé au Centre des Matériaux et **Abdenour MEDDOUR** ingénieur de laboratoire au Centre des Matériaux pour leur aides à accomplir des essais mécaniques supplémentaire au Centre des matériaux.

BENACHOUR Nadjia

RESUME

Les défaillances par le phénomène de fatigue représentent 90% de rupture des structures mécaniques en service. La phase d'amorçage représentant la première étape d'études antérieures dépend principalement du chargement cyclique, la microstructure et l'environnement et de la présence d'entailles. La phase de propagation stable dépend de la nature du matériau utilisé et du niveau de chargement. Cette phase est caractérisée par la présence de stries de fatigue et phénomène de fermeture de fissure associé à la plastification au niveau de la pointe de fissure. L'objectif de cette thèse s'inscrit dans le cadre général de l'étude de l'endommagement des alliages légers utilisés dans l'industrie aéronautique à savoir l'alliage d'aluminium 2024 T351. Le thème de recherche porte plus particulièrement sur l'amorçage des fissures de fatigue associé aux effets d'entailles en absence et en présence des contraintes résiduelles et l'effet de fermeture permettant d'obtenir une courbe intrinsèque du matériau étudié à différent rapport de charge.

L'étude de l'effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie à l'amorçage a permis d'identifier une loi d'amorçage reliant la contrainte au niveau de l'entaille à la durée de vie à l'amorçage. La distribution des contraintes déterminée analytiquement et numériquement à partir du fond d'entaille, dépend du rayon à fond d'entaille et du niveau du chargement appliqué. Les résultats liés à la phase d'amorçage ont montré que la durée de vie à l'amorçage est affectée par le rapport de charge "R" où l'augmentation de ce dernier l'a fait augmenter (éprouvette type Charpy en flexion quatre points). Les contraintes résiduelles de compression introduites par flexion quatre points, ont présenté un effet bénéfique sur la phase d'amorçage. En absence des contraintes résiduelles, les surfaces de rupture présente une rupture cristallographique. Aux zones des contraintes résiduelles de compression un effet de frottement est constaté.

Les résultats de la fissuration stable ont permis d'obtenir un modèle amélioré de fermeture de fissure basé sur le modèle d'Elber et la théorie d'Aliega. La simulation numérique a pour objet d'étudier une autre type d'éprouvette (éprouvette plate à trou centrale en traction). Les résultats obtenus présentent les mêmes effets des paramètres de chargement et de géométrie comparativement à celle de l'éprouvette type Charpy.

Mots clés : Fatigue, Alliage d'aluminium, effet d'entaille, amorçage de fissures, propagation de fissure, Rapport de charge, contraintes résiduelles, surface de rupture

90

.2024 T351

."Eprouvette de type Charpy"

"R"

:

ABSTRACT

Fatigue phenomenon presents 90% of damaged and fracture of mechanical structures in service. Initiation stage depends specially of parameters loading, microstructure, environment and presence of notch and defects. Stable propagation phase depend only of studied materials and level of applied load. This stage is characterized by the presence of fatigue striations on fractured surface and crack closure effect. The aim of this thesis concern the study of d in Al-alloys used in aeronautical structures, especially 2024 T351 Al-alloy.

The scope of this research focuses specially on fatigue crack initiation combined to the notch effects in absence or presence of residuals stresses at notch and crack closure effects permit to obtain an intrinsic curve of studied material at different stress ratio. Amplitude loading effect on initiation fatigue life was studied and initiation law was identified. This law present stress function at notch to initiation life for specified initiation length. Distribution of stress was determined analytically and numerically from notch font in function of radius at notch and the level of applied load. The results shown in initiation stage that the initiation life was affected by stress ratio “R” when fatigue initiation life was increased by increasing in of stress ratio (Charpy specimen in fourth bending fatigue test). Compressive residuals stresses at notches induced by preload have presented beneficial effects on fatigue crack initiation. Additionally, in absence of residuals stresses, fractured surfaces present crystallographic fracture. In zones of compressive residuals stresses, rubbed zone is identified.

Results of stable propagation for different stress ratio “R” have used to obtain an enhanced of crack closure model based on Elber model and Aliaga approach. Numerical simulation has the second scope to investigate another sample (finite plate with central hole in tension). The obtained results shown the same effects of loading parameter and geometrical comparatively to the Charpy specimens in fourth bending fatigue tests.

Key words: Fatigue, Aluminum alloy, notch effects, crack initiation, crack growth, stress ration, residuals stresses, fractured surface

LISTE DES FIGURES

Figure 1 : Fissure σ_{xx} de fatigue amorcée au coin d'un hublot au cours d'un essai de fatigue	3
Figure 2 : Accident du Boeing d'Aloha Airlines en 1988	4
Figure 3 : Différents stades de fissuration par fatigue	5
Figure 4 : Illustration des différents stades de rupture par fatigue	5
Figure 5 : Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement	7
Figure 6 : Amorçage d'une fissure après formation d'intrusion et extrusion	8
Figure 7 : Amorçage des fissures près d'une inclusion	8
Figure 8 : Amorçage des fissures près d'une inclusion : alliage d'aluminium 7075 T651	9
Figure 9 : Concentration de contrainte au niveau d'un trou central d'une plaque	10
Figure 10 : Distribution de contrainte en fond d'entaille pour une barre cylindrique entaillée	11
Figure 11 : Evolution de la contrainte d'ouverture en fonction du nombre de cycle à l'amorçage	13
Figure 12 : Méthodologie d'application de la règle de Neuber	16
Figure 13 : Effet du rapport de charge sur le nombre de cycles à l'initiation d'une fissure de longueur de 0.05 mm	17
Figure 14 : Effet du rapport de charge sur la durée de vie à l'initiation	18
Figure 15 : Effet du rapport de charge sur la durée de vie à l'initiation	20
Figure 16 : Effet d'entaille sur la durée de vie à l'initiation à R=0.1	20
Figure 17 : Phase d'initiation et propagation d'une fissure de fatigue de l'alliage 2024	21
Figure 18 : Ordres des contraintes résiduelles	22
Figure 19 : Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle	23
Figure 20.a : Effet du niveau de prédéformation sur la distribution des contraintes résiduelles (I) 2024 T351 (II) 6061 T6	24

Figure 20.b : Effet du niveau de prédéformation sur la vitesse de fissuration (I) 2024 T351 (II) 6061 T6	25
Figure 21: Effet des contraintes résiduelles sur l'amorçage des fissures de fatigue de l'acier pour pipelines X65	26
Figure 22 : Durée de vie à l'initiation Ni estimé par le code AFGROW	27
Figure 23 : Estimation de la durée de vie en fatigue en présence des contraintes résiduelles utilisant le code AFGROW de l'alliage 20245 T3	27
Figure 24 : Profil des contraintes résiduelles obtenu par préchargement mécanique en flexion quatre points	28
Figure 25: Effet des contraintes résiduelles de compression sur la durée de vie en fatigue	28
Figure 26 : Les modes élémentaires de rupture	29
Figure 27 : Fissure en mode I - Etat de contrainte au niveau de la pointe de la fissure	30
Figure 28 : Distribution des contraintes en pointe de fissure (Zone plastique)	32
Figure 29 : Contours des zones plastiques en mode	33
Figure 30 : Evolution de la longueur de fissure en fonction du chargement appliquée	34
Figure 31 : Représentation schématique de l'évolution de la vitesse de fissuration	35
Figure 32 : Illustration de l'effet du rapport de charge R sur la fissuration par fatigue	41
Figure 33 : Effet du rapport de charge sur la fissuration de l'alliage 2024 T351	42
Figure 34 : Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue du 2024 T351	42
Figure 35 : Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 2024 T351	43
Figure 36 : Développement d'enveloppe de zones plastiques autour d'une fissure de fatigue	43
Figure 37 : Principe d'ouverture et fermeture de la fissure induit par plasticité	44
Figure 38 : Mécanismes de fermeture de fissure (a) par rugosité (b) par l'oxyde	44
Figure 39 : Relation $da/dN - DK_{eff}$ pour l'alliage 2024 T3	46
Figure 40 : Evolution du rapport U en fonction de K_{max}	46

Figure 41 : Evolution de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK_{eff} pour l'alliage d'aluminium 2024 T3	47
Figure 42-a : Evolution de la vitesse de fissuration $da/dN=f(\Delta K_{eff})$ pour l'alliage 6061 T6	48
Figure 42.b : Evolution de la vitesse de fissuration $da/dN=f(\Delta K_{eff})$ pour l'alliage 6063 T6	48
Figure 43 : Vitesse de propagation en fonction de ΔK et R	49
Figure 44 : Vitesse de fissuration, da/dN fonction de ΔK_{eff} pour les alliages d'aluminium 2024 T3, 7050 T76 et 7075 T6	51
Figure 45 : Effet du rapport de charge sur la fermeture de fissure des alliages d'aluminium 2219 T851 et 2024 T3	54
Figure 46 : Eprouvettes de traction de type TR12 en alliage d'aluminium 2024 T35	55
Figure 47 : Courbe conventionnelle de traction de l'alliage d'aluminium 2024 T351	56
Figure 48 : Courbes rationnelles de traction de l'alliage d'aluminium 2024 T351	56
Figure 49 : Microstructure de l'alliage 2024 T351 (a) sens T-S, (b) sens L-S, (c) sens T-L	57
Figure 50 : Géométrie des éprouvettes de fissuration	58
Figure 51-a : Géométrie et dimension spécifique du montage	59
Figure 51-b : Montage réel en fin de rupture de l'éprouvette en flexion quatre point	59
Figure 52 : Machine servo-hydraulique MTS 810 pour essais de fatigue	61
Figure 53 : Cycle de chargement	61
Figure 54 : Exemple de pré-fissuration avec bifurcations de fissures	62
Figure 55 : Evolution des amplitudes de chargement durant les essais de fissuration	64
Figure 56-a : Evolution du nombre de cycle à l'amorçage en fonction de DP	65
Figure 56-b : Système de coordonnées appliqué pour le calcul des contraintes en fond d'entaille	66
Figure 57 : Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $P = 2.755$ KN	68
Figure 58 : Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $P = 3.31$ KN	68
Figure 59 : Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $P = 3.99$ KN	69

Figure 60 : Effet des niveaux de chargement sur les profils des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $r = 0.2$ (Calcul analytique)	69
Figure 61 : Maillage et condition de liaison et de chargement de l'éprouvette Charpy en flexion quatre points	70
Figure 62 : Maillage au niveau de l'entaille à $r=0.2$	71
Figure 63 : Effet des niveaux de chargement sur les profils des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $r = 0.2$ (Calcul numérique)	71
Figure 64 : Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $r = 0.2$ et $P=2.755$ KN	72
Figure 65 : Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $r = 0.2$ et $P=3.31$ KN	72
Figure 66 : Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $r = 0.2$ et $P=3.99$ KN	73
Figure 67 : Critère d'amorçage pour l'alliage d'aluminium 2024 T351 à $R=0.1$	74
Figure 68 : Evolution des amplitudes de chargement à R variables	76
Figure 69 : Effet du rapport de charge sur la durée de vie à l'initiation du 2024 T351	76
Figure 70 : Evolution du nombre de cycle à l'amorçage en fonction de ΔP	77
Figure 71 : Faciès de rupture par fatigue en phase d'amorçage à $R = 0.1$	77
Figure 72 : Profil des contraintes résiduelles par préchargement en flexion	78
Figure 73 : Courbe contrainte/déformation pour un matériau élastique-parfaitement plastique (2024 T351)	79
Figure 74 : Distribution des contraintes résiduelles en fonction du niveau de plastification	80
Figure 75 : Séquences de préchargements	80
Figure 76 : Élément quadratique à huit nœuds avec intégration réduite	81
Figure 77 : Moitié du modèle élément finis symétrique	81
Figure 78 : Distribution des contraintes résiduelles en fonction du préchargement	82
Figure 79 : Evolution de la durée de vie à l'initiation sous l'effet des contraintes résiduelles de compression	85
Figure 80 : Evolution de la durée de vie à l'initiation en fonction du niveau des contraintes résiduelles de compression à 0.2 mm	85

Figure 81.a : Surface de rupture à travers un champ de contraintes résiduelles de compression ($a=1.15$)	86
Figure 81.b : Surface de rupture à travers un champ de contraintes résiduelles de compression ($a=1.40$)	86
Figure 82 : Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue modéliser par le modèle exponentiel de l'alliage d'aluminium 2024 T351	88
Figure 83 : Effet du rapport de charge sur les vitesses de fissuration par fatigue utilisant le modèle exponentiel amélioré	89
Figure84 : Effet de fermeture de fissure sur les vitesses de fissuration de l'alliage 2024 T351 : Modèle d'Elber	90
Figure 85 : Effet de fermeture de fissure sur les vitesses de fissuration de l'alliage 2024 T351 : Modèle de Katcher/Kaplan	91
Figure 86 : Effet de fermeture de fissure sur les vitesses de fissuration de l'alliage 2024 T351 : Modèle de Schijve	91
Figure 87 : Effet de fermeture de fissure sur les vitesses de fissuration de l'alliage 2024 T351 : Modèle de Benguediab	92
Figure 88 : Evolution de da/dN en fonction de DK_{eff} : comparaison de l'effet de fermeture de fissure pour différents modèles pour l'alliage 2024 T351	93
Figure 89 : Interface du code AFGROW	95
Figure 90 : Méthodologie de prédiction des vitesses de fissuration par le code AFGROW	96
Figure 91 : Plaque à trou central avec fissures débouchantes	97
Figure 92 : Effet du rapport de charge sur la durée de vie à l'initiation de l'alliage 2024 T351	100
Figure 93 : Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2024 T351	100
Figure 94 : Effet d'entaille sur la durée de vie à l'initiation à $R=0.1$	101
Figure 95 : Coefficient de concentration de contrainte K_t en fonction du rayon d'entaille pour une plaque en tension à trou central	102
Figure 96 : Effet du coefficient de concentration de contrainte K_t sur la durée de vie à l'initiation	102

NOMENCLATURE

a	:	Longueur de la fissure
a_0	:	Longueur de la fissure initiale
B	:	Epaisseur de l'éprouvette.
W	:	Hauteur de l'éprouvette.
b	:	Exposant de la contrainte en fatigue
c	:	Exposant de la ductilité en fatigue
C_{th}	:	Coefficient seuil
D	:	Diamètre de l'arbre
da/dN	:	Vitesse de fissuration
E	:	Module de Young
$f(a/W)$:	Fonction de calibration lié à la géométrie de l'éprouvette.
f	:	facteur de fermeture de fissure
K_{IC}	:	Ténacité du matériau
K_t	:	Facteur de concentration de contrainte
K_σ	:	Facteur de concentration de contrainte
K_ϵ	:	Facteur de concentration de déformation
K_f	:	Coefficient d'effet d'entaille en fatigue
K_I	:	Facteur d'intensité de contrainte en mode I.
K_{crit}	:	Facteur d'intensité de contrainte critique.
K_{op}	:	Facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture.
K'	:	Coefficient de la loi d'écrouissage cyclique
P	:	Chargement appliqué
m_{ij}	:	Vitesse de fissuration
N_f	:	Nombre de cycles à la rupture
N_i	:	Nombre de cycles a l'initiation
n'	:	Exposant de la loi d'écrouissage cyclique
R	:	Rapport de charge
r_p	:	Rayon de la zone plastifiée
t	:	Epaisseur

t_0	:	Epaisseur de référence (condition de déformation plane)
U	:	Fonction de fermeture
W	:	Largeur de la plaque
α	:	Rapport de contrainte/déformation plane
α_i	:	Niveaux de préchargements
δ_f	:	Coefficient d'adaptation dynamique
$\Delta\varepsilon$:	Amplitude de déformations locales en fond d'entailles
$\Delta\varepsilon_N$:	Amplitude de déformation nominale
$\Delta\sigma$:	Amplitude des contraintes
$\Delta\sigma_N$:	Amplitude de contrainte nominale
$\Delta\sigma_{\theta\theta}$:	Amplitude de contrainte d'ouverture
ΔK_{th}	:	Amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil
ΔK_{eff}	:	Variation du facteur d'intensité de contrainte effective
ΔP	:	Amplitude de chargement
ε'_f	:	Coefficient de la ductilité en fatigue
ε_{max}	:	Déformation maximale
ν	:	Coefficient de poisson
ε_N	:	Déformation nominale
ρ	:	Rayon en fond d'entaille
σ_{nom}	:	Contrainte nominale
σ_{pic}	:	Contrainte pic
σ_{max}	:	Contrainte maximale
σ_r	:	Contraintes résiduelles
σ'_f	:	Coefficient de la contrainte en fatigue

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE.....	1
----------------------------	---

CHAPITRE I: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I. INTRODUCTION	3
II. AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUES	6
II.1. DEFINITION ET MECANISMES D'AMORÇAGE	6
II.2. AMORÇAGE A FOND D'ENTAILLE	9
III.1. ANALYSE ELASTIQUE	12
a- Analyse globale	12
b- Analyse locale	12
III.2. ANALYSE ELASTOPLASTIQUE	13
III. EFFET DU CHARGEMENT EN FATIGUE SUR L'AMORÇAGE DES FISSURES	16
IV. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR L'AMORÇAGE ET LA PROPAGATION	21
V. PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE.....	29
III.1. APPROCHE DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE	29
III.2. MODELES DE PROPAGATIONS	34
a- Domaines de fissurations par fatigue.....	34
b. Lois de fissuration	37
III.3. FERMETURE DE FISSURE	44

CHAPITRE II: PROCEDURES EXPERIMENTALES

I. MATERIAU ET METHODES EXPERIMENTALES.....	54
I.1. OBJECTIFS DE L'ETUDE EXPERIMENTALE	54
I.2. MATERIAU D'ETUDE	54
II. ESSAIS DE FISSURATION PAR FATIGUE	59

CHAPITRE III: ETUDE DE L'AMORÇAGE ET FERMETURE DES FISSURES DE FATIGUE

Partie A: Etude de l'amorçage des fissures de fatigue

I. EFFET DE L'AMPLITUDE CHARGEMENT SUR LA DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE.....	64
II. DISTRIBUTION DES CONTRIANTES AU NIVEAU DES ENTAILLES.....	67
II. 1. CALCUL ANALYTIQUE	67
II. 2. CALCUL NUMERIQUE DES CONTRAINTES A FOND D'ENTAILLE.....	71
II. EFFET DU RAPPORT DE CHARGE SUR L'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE.....	75
III. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR LA DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE	79
III.1. Contraintes résiduelles par préchargements.....	79
III.2. Effets des contraintes résiduelles de compression par préchargements	84

Partie B: Effet de fermeture de fissures de fatigue

I. INTRODUCTION	88
II. VITESSES DE FISSURATION ET MODELES DE FERMETURE	88
III. AMELIORATION DU MODELE DE FERMETURE	93

CHAPITRE IV: SIMULATION DE L'AMORÇAGE ET LA PROPAGATION DE FISSURE DE FATIGUE

I. APPROCHE LOCAL DE DEFORMATION ET MODELE DE PROPAGATION	95
II. MATERIAU ET MODELE GEOMETRIQUE.....	98
III. EFFET DU RAPPORT DE CHARGE SUR LA DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE ET PROP.....	100
III. EFFET D'ENTAILLE SUR LA DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE.....	102
CONCLUSION GENERALE & PERSPECTIVES	104
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	106

INTRODUCTION GENERALE

Les défaillances par le phénomène de fatigue représentent 90% de rupture des structures mécaniques en service. L'étude du comportement en fatigue dépend de plusieurs paramètres liés aux conditions de service, des matériaux utilisés, les formes géométriques, l'environnement, etc. Les structures aéronautiques représentent l'une des structures qui sont soumises aux phénomènes de fatigue sous chargement complexes. L'étude en fatigue sous chargement à amplitude constante représente la 1^{ère} étape de caractérisation du comportement cyclique du matériau. Il existe en effet différents paramètres influençant la durée de vie à l'initiation et à la propagation des fissures telles que le rapport de charge, la fréquence, l'environnement, l'état de surface, la présence des contraintes résiduelles, etc.

La prévision de l'amorçage des fissures de fatigue constitue un problème crucial pour le dimensionnement des pièces et structures tel que les fuselages des avions réalisés en alliages d'aluminium à durcissement structural (séries 2000 et 7000).

Les paramètres géométriques (effet d'entaille), de chargement (rapport de charge) et l'état du matériau caractérisé par la présence des contraintes résiduelles représentent des effets déterminants pour le service des structures aéronautiques. L'effet d'entaille est caractérisé par des zones de concentration de contrainte qui constituent des sites privilégiés pour l'amorçage et par conséquent sur la propagation de fissure de fatigue. La propagation de fissures de fatigue est liée au niveau de chargement réellement contribuant à l'avancée de fissures de fatigue caractérisant l'effet de fermeture de fissure.

La présente thèse s'inscrit dans le thème : Influence des effets de la géométrie des entailles sur l'amorçage et la fermeture des fissures. Le but visé est d'étudier l'effet du rapport de charge, les contraintes résiduelles en présence d'entailles sur la durée de vie à l'amorçage et l'effet de fermeture de fissures, caractérisé par l'effet du rapport de charge en phase stable de fissuration. Le matériau étudié est l'alliage d'aluminium 2024 T351.

Ce travail est présenté en quatre chapitres :

Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique détaillée se divise en deux parties. Dans une première partie nous d'écrivons les différentes étapes menant à l'amorçage d'une fissure de fatigue ou l'on présente les mécanismes d'amorçages et les techniques de prévision. Un état d'art sur les effets du rapport de charge, des contraintes résiduelles et de la géométrie des entailles sur la durée de vie à l'initiation est présenté. La deuxième partie présente un aperçu sur la propagation des fissures de fatigue et les différentes lois et modèles proposés ainsi que l'effet du rapport de charge R sur la fissuration par fatigue. L'effet de fermeture de fissure et les paramètres d'influences sur la vitesse de propagation des alliages d'aluminium ont été présentés.

Le deuxième chapitre présente les procédures expérimentales ainsi que les moyens de caractérisation de l'amorçage et la propagation de fissure de l'alliage d'aluminium 2024 T351.

Le troisième chapitre a fait l'objet de l'étude de l'amorçage de fissure de fatigue à partir d'une entaille sur éprouvette de type Charpy. L'amplitude de chargement, le rapport de charge et la présence des contraintes résiduelles de compression ont fait l'objet de la présente investigation. L'effet de fermeture de fissure sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2024 T351 en appliquant différents modèles développés ultérieurement pour les alliages d'aluminium. Une amélioration est portée au modèle d'Elber pour l'alliage d'aluminium étudié.

Le quatrième chapitre fait l'objet d'une simulation numérique basé sur l'utilisation du code de calcul de fatigue ayant pour objet la prédiction de la durée de vie à l'amorçage et à la propagation de l'alliage d'aluminium 2024 T351 à entaille large (plaque à trou central).

La dernière partie présente une conclusion générale et des perspectives qui pourront faire l'objet de continuité des effets des contraintes résiduelles induites par différentes méthodes sur l'amorçage des fissures de fatigue.

I. INTRODUCTION

L'endommagement par fatigue est un phénomène connu depuis le 19^{ème} siècle. Ce phénomène a été observé pour la première fois en 1829 par Alber [1] sur des ruptures de convoyeurs de charbon. Le développement des industries aéronautiques, spatiales, nucléaire, transport de gaz et pétrole.... durant le 20^{ème} siècle a contribué à l'étude et la compréhension du phénomène de rupture par fatigue et principalement à l'étude de la propagation des fissures dans des structures complexes aux différents stades d'évolution de l'endommagement. Les états d'utilisation de ces structures ont été pris en compte (histoire de chargement, l'état des matériaux, l'environnement,...). Le mot fatigue est admis pour désigner le processus d'endommagement et de rupture des matériaux sous chargements cycliques. Le phénomène de fatigue est à l'origine de nombreux cas de rupture catastrophiques. Les plus célèbres accidents dus au phénomène de rupture par fatigue, le crash du premier avion commercial propulsé par turboréacteur Comet I en 1954 du fait de l'amorçage de fissure [2] sur les coins des hublots rectangulaires et de la propagation de ces fissures par fatigue (figure 1). L'incident de l'avion de la compagnie Aloha Airlines en 1988 (figure 2) a généré la perte de la moitié de son fuselage. Cela a été dû à l'amorçage et la propagation de fissures multiples émanant des trous de rivet [3].

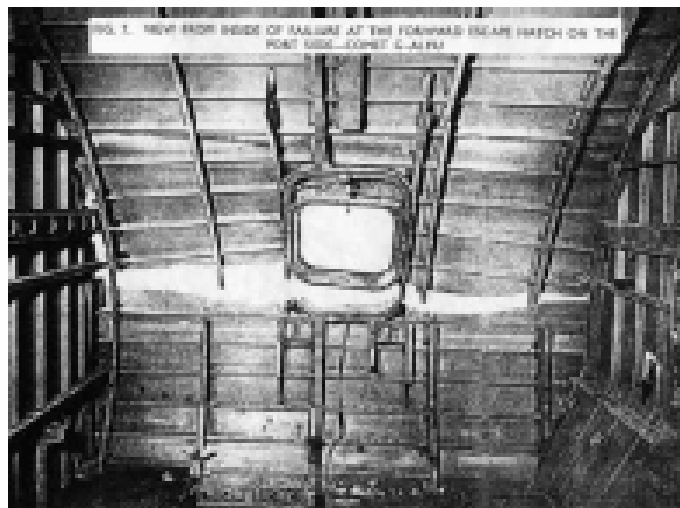


Figure 1. Fissure de fatigue amorcée au coin d'un hublot au cours d'un essai de fatigue en piscine sur un avion Comet I [2]



Figure 2. Accident du Boeing d'Aloha Airlines en 1988 [3]

Les recherches sur la fatigue des matériaux métalliques ont eu depuis lors un intérêt croissant. L'histoire de la fatigue de 1836 à 1996 a été décrite par Schutz [4]. Les chercheurs ont pu découpler l'endommagement par fatigue en trois étapes distinctes :

- * Une phase d'amorçage qui correspond à l'initiation des premières microfissures au sein du matériau
- * Une phase de propagation où les microfissures amorcées dans le matériau vont croître de façon stable.
- * Une phase de rupture où les fissures ont atteint une taille instable et provoquent la rupture de la pièce ou de la structure.

La figure 3 résume les différentes étapes d'endommagement par fatigue.

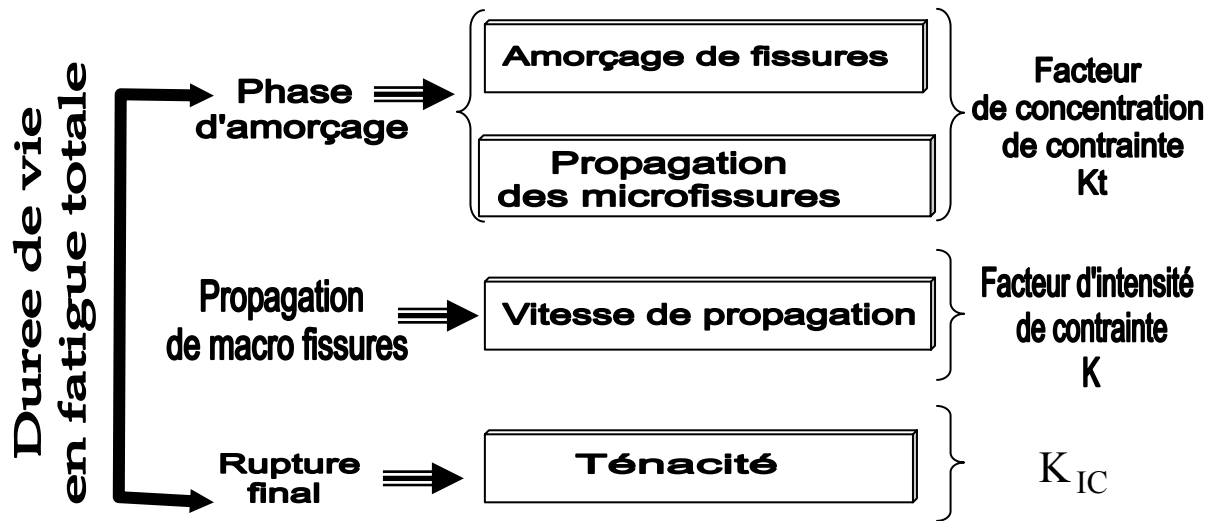


Figure 3. Différents stades de fissuration par fatigue

Le processus d'endommagement montre plusieurs stades de fissuration et modes de rupture par fatigue. Forsyth [5] a identifié le stade I, la fissure propagée, est inclinée par rapport à la direction de chargement qui correspond à un glissement où les contraintes les plus élevés sont des contraintes de cisaillement (figure 4). Après un certains nombres faibles de grains, la propagation de la fissure tend à s'orienter perpendiculairement à la direction de chargement, ce stade est nommé stade II.

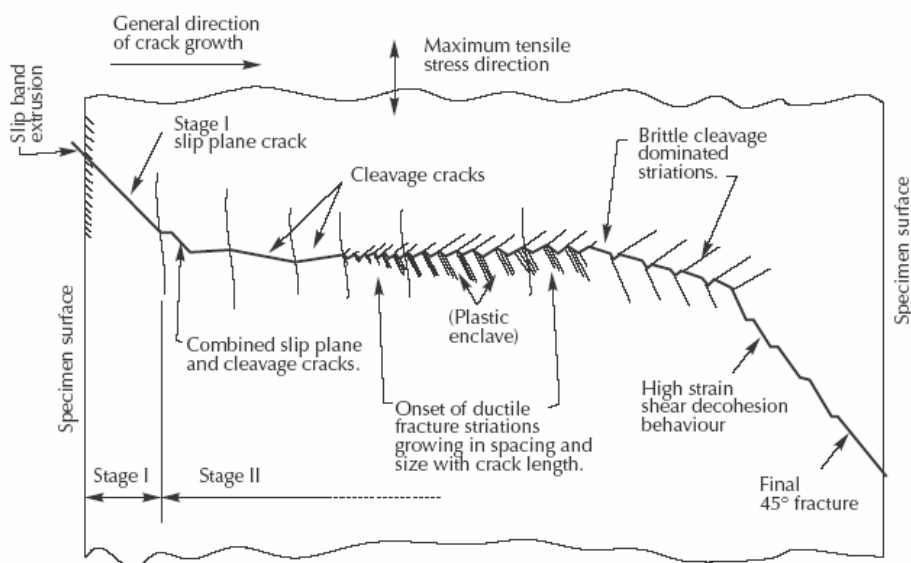


Figure 4. Illustration des différents stades de rupture par fatigue (alliage d'Al) [5]

II. AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUES

II.1. Définition et mécanismes d'amorçage

L'application d'une charge cyclique (d'amplitude constante ou variable) à une pièce se traduit par l'apparition d'un dommage qui comprend deux phases [6]. La première phase, dite d'amorçage, correspond à la formation, le plus souvent à la surface de la pièce à partir de bandes de glissement persistantes ou au droit d'inclusions, de microfissures et à leur propagation ; ces microfissures cheminent à travers quelques grains suivant des directions cristallographiques. Elles apparaissent très tôt dans la durée de vie de la pièce. La deuxième phase correspond à la propagation lente d'une de ces fissures dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué, propagation qui se produit en général jusqu'à rupture de la pièce.

L'amorçage dans les matériaux métalliques cristallins peut essentiellement naître de trois sources différentes:

- * le glissement cyclique irréversible,
- * l'amorçage à partir de micro hétérogénéités de la microstructure ;
- * l'amorçage à fond d'entaille.

L'amorçage des fissures de fatigue résulte de la concentration de contraintes et de déformations plastiques localisées liées au mécanisme de formation d'extrusions et d'intrusions. Ces défauts microscopiques (extrusions et intrusions) qui apparaissent dans la majorité des cas en surface (figure 5), résultent des déformations irréversibles qui se concentrent dans les bandes de glissement persistantes [7-10] et constituent les amorces de micro fissures. Elle se propagent par scission le long d'un plan de cisaillement maximal de 45° de celui de la contrainte maximale de traction. La figure 6 représente l'amorçage d'une micro fissure après extrusions et intrusions [11].

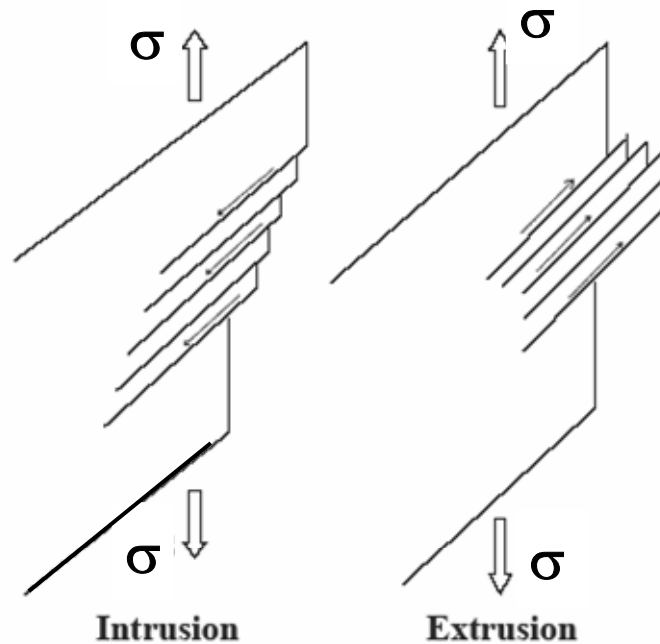


Figure 5. Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement

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 [12]. La figure 6 représente une fissure amorcée auprès d'une inclusion [13] de l'alliage d'Aluminium 7075 T651. L'amorçage de microfissures de fatigue peut aussi se produire par décohésion de l'interface inclusion-matrice suivie de la formation dans la matrice de micropores qui sont les germes de la macro fissuration [14].

L'étude de l'amorçage de fissure de fatigue menée par Xin Bing [15] sur des alliages d'aluminium a montré que l'amorçage pouvait s'effectuer au niveau des bandes de glissement ou des inclusions, selon l'amplitude de chargement appliqué. 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. Le

résultat obtenu a montré que 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.

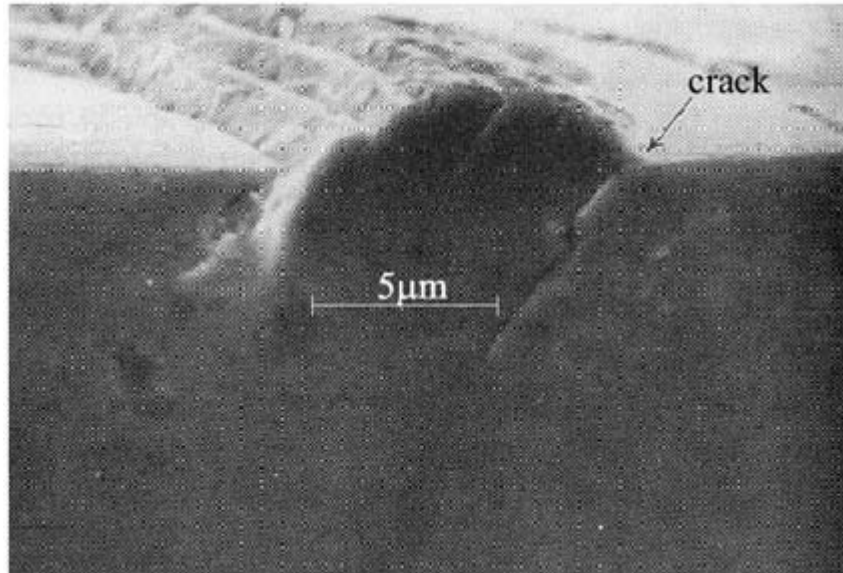


Figure 6. Amorçage d'une fissure après formations d'intrusions et extrusions [11]

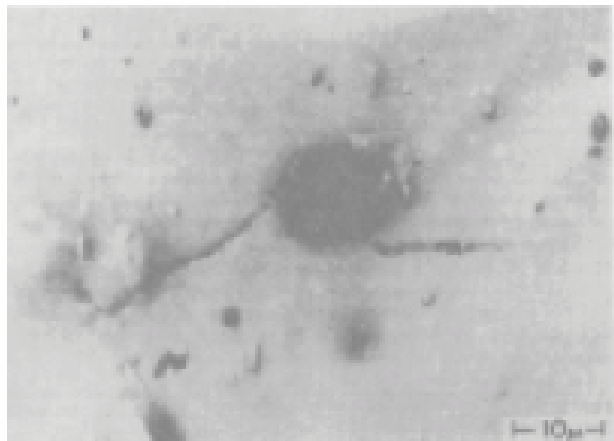


Figure 7. Amorçage des fissures près d'une inclusion [12]

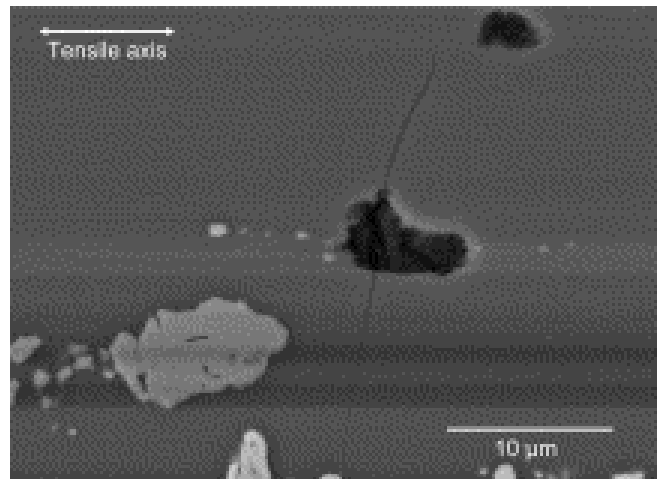


Figure 8. Amorçage des fissures près d'une inclusion : alliage d'aluminium 7075 T651 [13]

II.2. Amorçage à fond d'entaille

Dans une structure réelle, les coins, congés ou trous ne peuvent généralement pas être évités. Le fait que ces particularités géométriques soient des sites préférentielles d'amorçage des fissures de fatigue est connu sous le nom d'effet d'entaille. Celui-ci est dû à la concentration de contraintes qu'ils génèrent à leur voisinage. On définit le facteur de concentration de contrainte K_t comme le rapport entre la contrainte σ_{pic} et la contrainte nominale σ_{nom} :

$$K_t = \frac{\sigma_{pic}}{\sigma_{nom}} \quad (1)$$

K_t est un facteur adimensionnel et peut dépendre des dimensions de la pièce du fait du gradient de contrainte en bord d'entaille.

Pour une plaque à trous centrale de diamètre D et de largeur W (figure 9), la contrainte nominale est définie par :

$$\sigma_{nom} = Sp \times \frac{W}{W - D} \quad (2)$$

Heywood [17] a donné une relation pour le facteur de concentration de contrainte pour ce type de géométrie (figure 9).

$$K_t = 2 + \left(1 - \frac{D}{W}\right)^3 \quad (3)$$

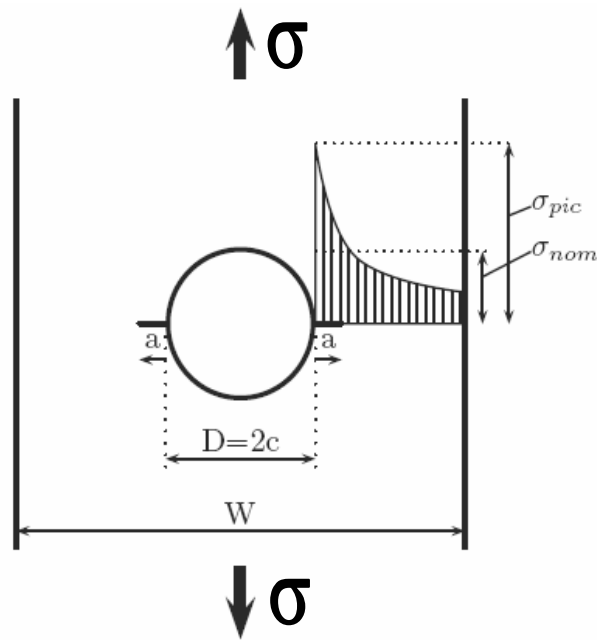


Figure 9. Concentration de contrainte au niveau d'un trou central d'une plaque

Pour une barre cylindrique en acier E 360, entaillée et soumise à un moment fléchissant, la distribution de contrainte en fond d'entaille est montrée par la figure 10 où le matériau est supposé élastique. La contrainte présente un maximum σ_{max} en relation avec la contrainte globale σ par la relation suivante :

$$\sigma_{max} = K_t \cdot \sigma \quad (4)$$

Le facteur de concentration de contrainte élastique est calculé selon la formule de Roark [19].

$$K_t = f\left(\frac{a}{D}, \frac{a}{\rho}\right) \quad (5)$$

où ρ et D sont respectivement le rayon en fond d'entaille et le diamètre de l'arbre.

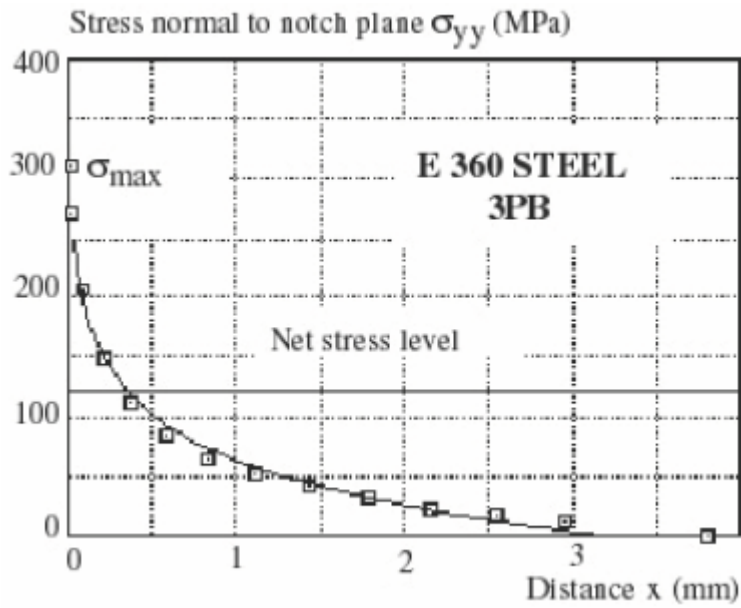


Figure 10. Distribution de contrainte en fond d'entaille pour une barre cylindrique entaillée en acier E360 [18].

Quand la concentration de contrainte est élevée, la contrainte maximale est généralement plastique. Une relaxation de contrainte se produit en fond d'entaille et on définit dans ce cas les facteurs de concentration de contrainte et de déformation élastoplastique K_σ et K_ε selon les formules suivantes :

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_N} \quad (6)$$

$$K_\varepsilon = \frac{\varepsilon_{\max}}{\varepsilon_N} \quad (7)$$

σ_{\max} et ε_{\max} sont respectivement les contrainte et déformation maximales, σ_N et ε_N sont respectivement les contrainte et déformation nominales.

III. METHODES D'ANALYSE DE L'AMORÇAGE

III.1. Analyse élastique

a- Analyse globale

Cette analyse est liée à la mécanique linéaire de la rupture. Elle fait intervenir le facteur d'intensité de contrainte et le rayon à fond d'entaille, où la réparation des contraintes est décrites par le paramètre $\Delta K/\rho$ introduit initialement par Clark [20] et Heckel et Warner [21]. Un certain nombre d'auteurs supposent qu'ils existe une courbe maîtresse donnant le nombre de cycle à amorçage, N_a en fonction du paramètre $\Delta K/\rho$. Cette approche a été utilisé par Jack et Price [22], Barsom [23] et Clark [20]. Le domaine analysé par l'approche globale est compris entre 10^2 et 10^5 cycles [22]. Pour un rayon à fond d'entaille inférieur à 0.25 mm, le nombre de cycle d'amorçage est indépendant de ce dernier.

L'étude menée par Hammouda et al. [24] a montré que la durée de vie à l'amorçage d'une éprouvette SENT sous les mêmes conditions de chargement dépend du rayon à fond de l'entaille ρ . A $\rho=1$ la durée de vie à l'amorçage est de l'ordre de 4828×10^3 cycles. Par contre à ρ égale à 0.5 et 0.3, la durée de vie a diminuée respectivement à 988×10^3 et 38×10^3 cycles. Dans une autre étude, Hammouda et El-Batanony [25] ont élaboré un modèle d'estimation de la durée de vie à l'amorçage pour plaque à entaille tenant compte de l'amplitude de chargement, du rapport de charge, et du rayon à fond d'entaille.

b- Analyse locale

Dans le domaine de la plasticité confiné, le comportement de la zone plastique est gouverné par le champ de contraintes et de déformations qui l'entoure. Un critère reliant le nombre de cycle à amorçage à l'amplitude de contraintes, $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ prise à une distance caractéristique, d , a été proposé par Descatha et al. [26]. Sous la variation des rayons à fond d'entaille, il a été montré que le nombre de cycle d'initiation est bien corrélé par le seul paramètre $\Delta\sigma_{\theta\theta}$. La figure 11 montre l'évolution de l'amplitude de contrainte d'ouverture $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction du nombre de cycle sur l'acier

inoxydable 316L. Cette méthode a fait l'objet d'investigation par plusieurs auteurs pour prédire la fissuration [27, 28] pour différents matériaux.

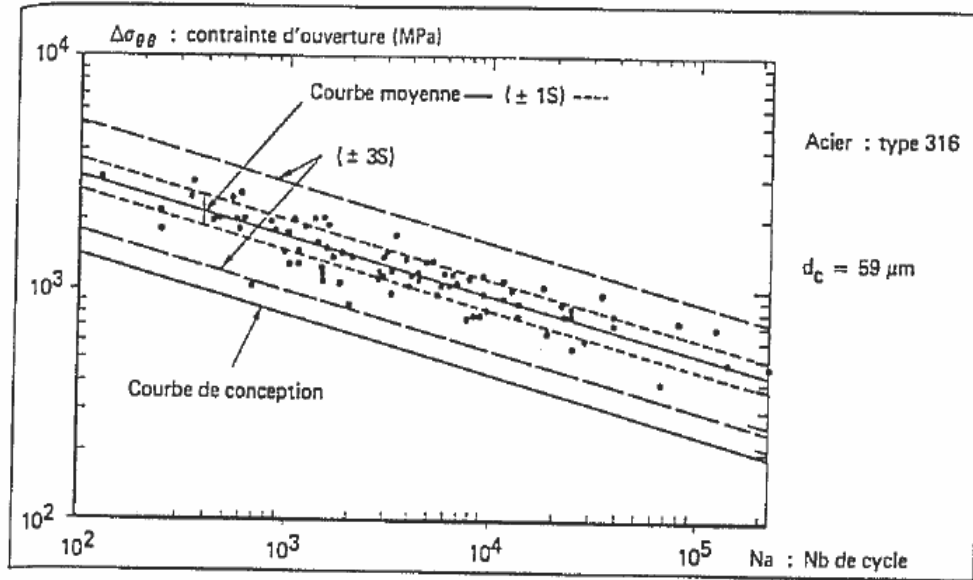


Figure 11. Evolution de la contrainte d'ouverture en fonction du nombre de cycle à l'amorçage [26].

III.2. Analyse élastoplastique

Le facteur de concentration de contrainte étant défini comme étant le rapport de la contrainte locale sur la contrainte nominale (équation 1). Cette définition n'est vraie que si le comportement du matériau à fond d'entaille est élastique. EN présence d'un comportement plastique (non linéarité du matériau) à fond d'entaille, Neuber [29] a défini un autre facteur de concentration de contraintes K_t égale à la moyenne géométriques des facteurs de concentration de contraintes K_σ et de déformation K_ϵ (équation 8)

$$K_t = \sqrt{K_\sigma \cdot K_\epsilon} \quad (8)$$

où K_σ et K_ϵ sont respectivement les coefficients de concentration de contraintes et de déformations calculés en conditions élastoplastique.

Certains auteurs ont montré que cette analyse surestime l'effet d'entaille en fatigue [30, 31]. Certains auteurs [31-35] ont utilisé la méthode énergétique de calcul élasto plastique des contraintes et des déformations en fond d'entaille. Des expressions empiriques d'évaluation du coefficient d'effet d'entaille en fatigue K_f , défini comme étant le rapport des limites d'endurance d'une éprouvette lisse et d'une éprouvette entaillée ont été déterminé par Peterson [36, 37] (équation 9), Brand [38] (équation). L'expression de Peterson a été utilisée par Topper et al. [39].

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \alpha / \rho} \quad (9)$$

où ρ est le rayon à fond d'entaille et α constante caractéristique dépendant du matériau et de la géométrie de l'entaille déterminée expérimentalement.

$$\delta_f = \frac{K_t}{K_f} \quad (10)$$

où δ_f est le coefficient d'adaptation dynamique

Afin d'appliquer la règle de Neuber à des éprouvettes entaillées et sollicitées en fatigue, Topper et al [39] ont transposé le facteur K_f à la place de K_t , soit $K_f = \sqrt{K_\sigma \cdot K_\varepsilon}$. Tenant compte des expressions de K_σ et K_ε (équations 6 et 7), K_f est exprimée sous la forme :

$$K_f = \left(\frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_N} \cdot \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta\varepsilon_N} \right)^{1/2} \quad (11)$$

où $\Delta\sigma$ et $\Delta\varepsilon$ sont les amplitudes des contraintes et les déformations locales en fond d'entailles et $\Delta\sigma_N$ et $\Delta\varepsilon_N$ sont les amplitudes des contraintes et les déformations nominales.

La relation (11) peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon = K_f^2 \cdot (\Delta\sigma_N \cdot \Delta\varepsilon_N) \quad (12)$$

La variation de l'amplitude de la déformation est régie par la loi de comportement suivante :

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + K' \left(\frac{\Delta\sigma}{E} \right)^{1/n'} \quad (13)$$

avec : E : Module de Young

K' : Coefficient de la loi d'écrouissage cyclique

n' : Exposant de la loi d'écrouissage cyclique

Pour un chargement d'amplitude constante, on peut écrire :

$$\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon = \text{Cst} \quad (14)$$

Si le chargement nominal est élastique, on a :

$$\Delta\varepsilon_N = \frac{\Delta\sigma_N}{E} \quad (15)$$

et on peut écrire

$$\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon = \frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_N)^2}{E} \quad (16)$$

La courbe de base donnant la résistance à la fatigue du matériau peut être caractérisée par la loi de Manson-Coffin [40].

$$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \quad (17)$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_r)^b \quad (18)$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_r)^c \quad (19)$$

où : σ'_f : Coefficient de la contrainte en fatigue

b : Exposant de la contrainte en fatigue

ε'_f Coefficient de la ductilité en fatigue

c : Exposant de la ductilité en fatigue

E : Module de Young.

Le nombre de cycles à l'amorçage peut être déterminé en connaissant le coefficient de concentration de contrainte en fatigue K_f et les caractéristiques du matériau pour un chargement donnée. Cela est expliqué graphiquement selon la règle de Neuber (figure 12).

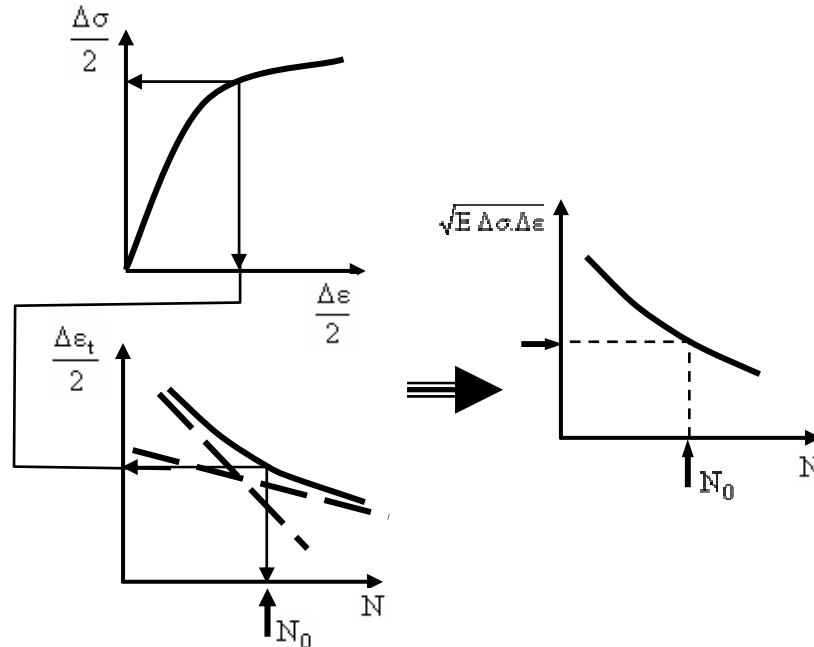


Figure 12. Méthodologie d'application de la règle de Neuber

III. EFFET DU CHARGEMENT EN FATIGUE SUR L'AMORÇAGE DES FISSURES

L'estimation de la durée de vie à l'amorçage a été évaluée par plusieurs auteurs [41-43] où plusieurs approches ont été utilisées à savoir le concept du facteur de concentration de contrainte, le concept Contrainte - Déformation locales et le concept de la contrainte nominal (approche globale). D'autres chercheurs ont utilisé la méthode équivalente déformation – densité d'énergie pour prédire l'initiation des fissures de fatigue [32, 44, 45]. Les travaux cités supposent que la durée de vie de propagation des fissures de fatigue est très petite comparativement à la durée de vie à l'amorçage.

Généralement la durée de vie en fatigue des matériaux ou structures dépend de plusieurs paramètres. En phase d'amorçage, la durée de vie en fatigue est liée

fortement aux paramètres métallurgiques, géométriques et de chargements cycliques.

Le paramètre important du chargement est le rapport de charge « R » où son effet est étudié par plusieurs chercheurs, spécialement dans la zone de propagation stable [46-49]. L'effet du chargement sur les proportions de la durée de vie totale en fatigue, caractérisée par les phases amorçage et propagations, a été discuté par Pearson [50]. Dans cette investigation, la durée de vie de propagation de la fissure varie à 100% de la durée de vie totale à une durée d'environ 2×10^4 cycles à une faible proportion approchant la limite de fatigue. Il a été remarqué que durée de vie à l'initiation (amorçage) à une longueur de 0.05 mm est affectée par le rapport de charge (figure 13).

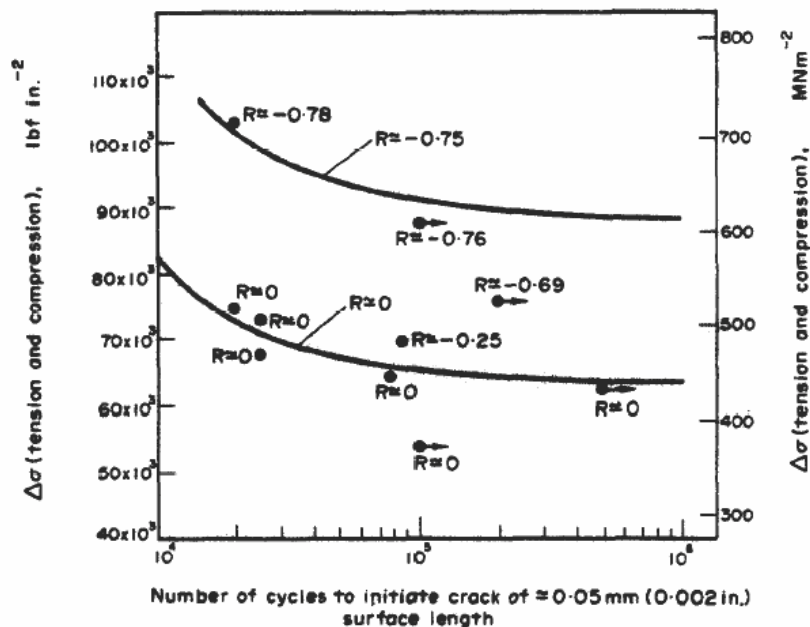


Figure 13. Effet du rapport de charge sur le nombre de cycles à l'initiation d'une fissure de longueur de 0.05 mm [50]

L'initiation d'une fissure dans l'alliage d'aluminium 2024 T4 à partir d'une entaille a été investiguée par Grosskreutz et Shaw [51]. La majorité des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium utilisés pour les structures aéronautiques s'initient au niveau des entailles (trous de rivetage) [52].

L'effet du rapport de charge sur l'initiation d'une fissure de fatigue à partir d'un trou (entaille) a été étudié par Fujczak [53]. Pour des rapport de charge positive, l'augmentation du rapport de charge a fait diminuée le nombre de cycle à l'amorçage quand la charge appliquée demeure constante (figure 14).

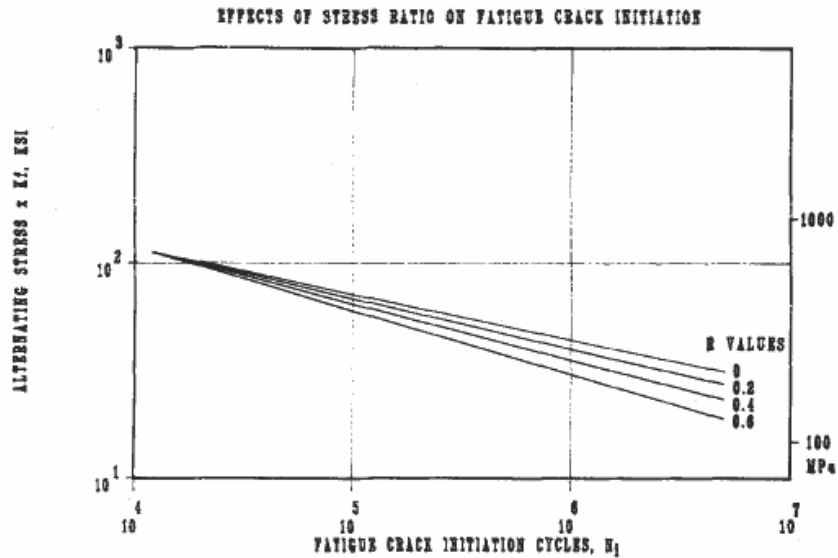


Figure 14. Effet du rapport de charge sur la durée de vie à l'initiation [53]

Récemment, l'étude menée par Ranghantan et al. [54] sur l'évaluation de la durée de vie à l'amorçage de l'alliage d'aluminium 2024 T351 en utilisant la théorie des fissures courtes a montré une augmentation de la durée de vie à l'amorçage avec l'augmentation du rapport de charge « R » et la contrainte appliquée (Tableau 1). Dans l'alliage d'aluminium 7449 T7951 l'analyse de la croissance des fissures de fatigue montrent que pour l'essai à 120 MPa la durée d'initiation de la fissure semble être important (30% de la durée de vie totale) comparée à l'essai mené à 140 MPa où la durée d'initiation est négligeable.

Tableau 1. Comparaison des durées de vie à l’initiation de fissure de fatigue prédites et expérimentales sous chargement à amplitude constante [54]

Max remote stress (MPa)	R	Ni (cycles) prediction		Ni (cycles) measured (M)	Ratio	
		Corner crack (CC)	Through thickness (TT)		CC/M	TT/M
160	0.1	32230	20160	36000	0.90	0.56
160	0.1	34810	21360	32900	1.06	0.65
160	0.1	34960	21420	27000	1.29	0.79
140	0.1	57580	31830	40000	1.44	0.80
140	0.1	57580	31830	58000	0.99	0.55
120	0.1	119650	57110	82000	1.46	0.70
120	0.1	119650	57110	189000	0.63	0.30
180	0.1	24400	15770	29190	0.84	0.54
180	0.1	24400	15770	29000	0.84	0.54
180	0.3	58030	32030	37000	1.57	0.87
180	0.3	58030	32030	40000	1.45	0.80
154	0.3	120370	57430	63710	1.89	0.90
216	0.5	119560	57070	49000	2.44	1.16
252	0.5	57730	31890	29000	1.99	1.10

L’effet du rapport de charge sur la durée de vie à l’initiation et à la propagation de d’une fissure de fatigue à partir d’une entaille a été étudié par Benachour et al. [55] sur l’alliage d’aluminium 2024 T351. L’étude a montré que l’augmentation du rapport de charge « R » a fait augmenté la durée de vie à l’initiation (Figure 15). Cette augmentation est due à la diminution de l’amplitude chargement pour une charge maximale constante. L’évolution des durées de vie à l’initiation est corrélée par une équation exponentielle. Additionnement, l’effet d’entaille a été investigué pour un rapport de charge R=0.1. Il a été montré que l’augmentation de rayon de l’entaille (trou central au niveau d’une plaque fini) diminue la durée de vie en fatigue à l’initiation. Une augmentation du rayon de l’entaille de 2 mm à 7 mm a fait diminué la durée de vie à l’initiation approximativement de 8.5 fois (Figure 16).

L'évolution de la durée de vie à l'initiation en fonction du rayon de l'entaille est estimé par l'équation 20 et donnant une bonne corrélation.

$$\frac{N_i}{10^6} = (4.10^3 - 4.10^3 r + 10^3 r^2 - 3.10^2 r^3 + 30r^4 - r^5) \quad (20)$$

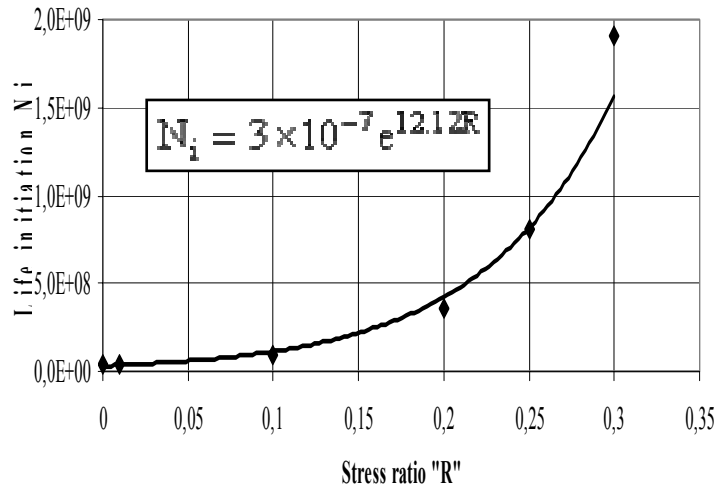


Figure 15. Effet du rapport de charge sur la durée de vie à l'initiation [55]

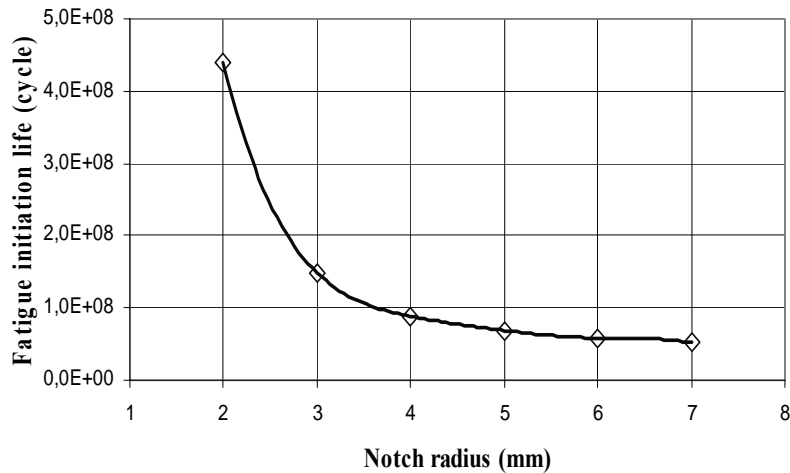


Figure 16. Effet d'entaille sur la durée de vie à l'initiation à R=0.1 [55]

Ngiau et Kujawski [56] ont montré que les séquences de chargement à faible amplitude de chargement à 100% de la limite d'endurance de l'alliage 2024 T351 ont accéléré la phase d'initiation que la propagation de la fissure en particulier dans le domaine de la fatigue oligocyclique. Additionnellement, 0.5 mm de la longueur de la fissure a été considéré pour définir la phase d'initiation (nombre de cycle à l'initiation) (figure 17).

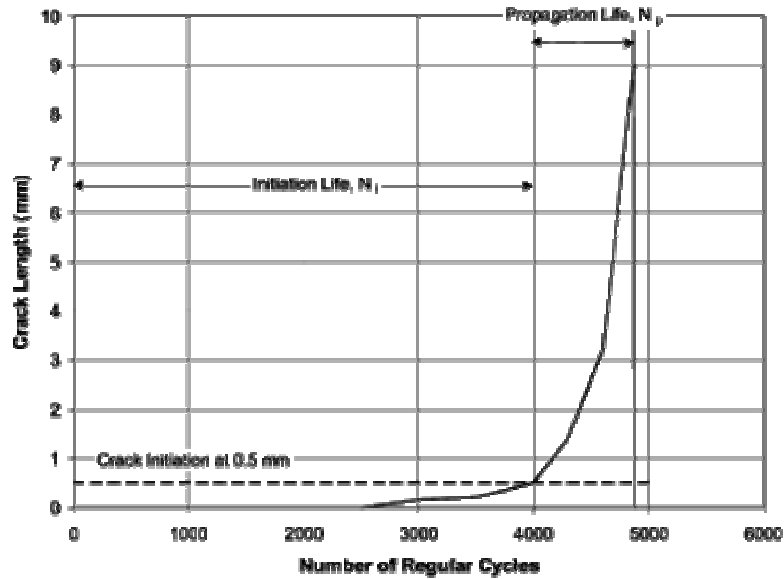


Figure 17. Phase d'initiation et propagation d'une fissure de fatigue du 2024 T351 [56]

IV. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR L'AMORÇAGE ET LA PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE

Les contraintes résiduelles sont celles qui subsistent dans une structure en équilibre et en absence de toute action extérieure. Ces contraintes ont diverses origines [57]. Généralement les contraintes résiduelles sont localisées dans les couches superficielles du matériau [58]. Les déformations à l'origine des contraintes résiduelles peuvent être de différents domaines. Elles sont divisées en trois catégories (figure 18) :

- * Les contraintes résiduelles du premier ordre : elles sont homogènes dans de large zones du matériau, elles sont équilibrés dans l'ensemble de la pièce et provoquent des déformations dans la pièce à l'échelle macroscopique.
- * Les contraintes résiduelles du deuxième ordre : elles sont homogènes à l'intérieur d'un grain ou d'une phase, elles sont équilibrés sur plusieurs grains et entraînent des déformations à l'échelle du grain.

- * Les contraintes résiduelles du troisième ordre appelées contraintes résiduelles microscopiques hétérogènes. Elles sont en équilibre dans une partie d'un grain et sont reliées à toutes les déformations qui existent au niveau du réseau cristallin.

Le champ des contraintes résiduelles apparaît comme la superposition des contraintes résiduelles des trois ordres.

$$\sigma_r = \sigma_r^I + \sigma_r^{II} + \sigma_r^{III} \quad (21)$$

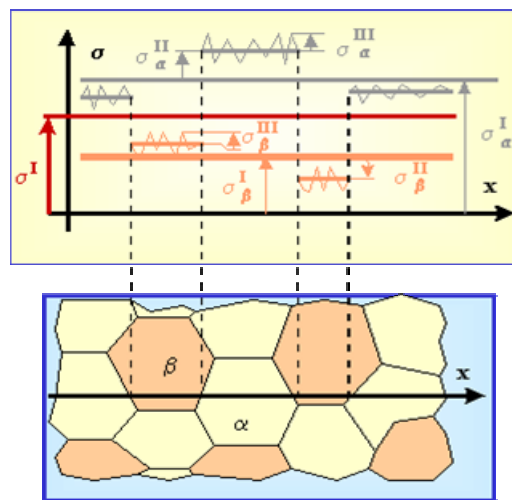


Figure 18. Ordres des contraintes résiduelles

Il existe différentes méthodes pour introduire intentionnellement les contraintes résiduelles. On peut citer : les traitements thermiques [59, 60], les déformations plastiques tel que le grenailage [61, 62], l'expansion de trous [63-65], le préchargement mécanique [66-70],etc. Les séquences de chargement peuvent induire des contraintes résiduelles lors de la fissuration par fatigue (effets de surcharge) [71, 72].

L'étude expérimentale menée par Amrouche et al. [64] de l'effet d'expansion à froid de l'alliage 6005 T5 a montré une amélioration de la durée de vie par l'introduction des contraintes résiduelles par expansion. L'augmentation du degré d'expansion a augmenté la durée de ré-initiation de la fissure (figure 19).

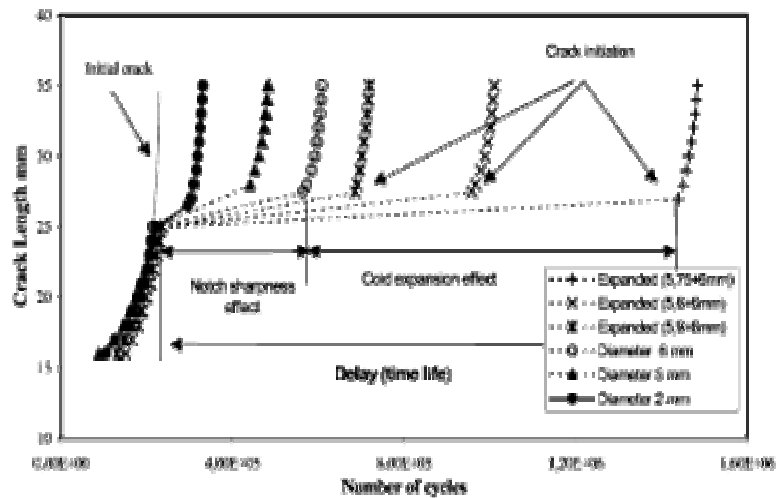


Figure 19. Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle [64]

Une technique simple permettant d’investiguer les effets des contraintes résiduelles sur l’initiation et la propagation des fissures par l’utilisation d’une poutre en flexion déformée plastiquement. Cette technique utilisé dans notre étude a été utilisé par Jones et Dunn [66]. Les auteurs ont introduit les contraintes résiduelles par pré-déformation plastique en flexion sur l’alliage d’aluminium 2024 T351. La technique de prédeformation plastique a été aussi appliquée par Benachour et al. [73] sur une plaque trouée en alliage d’aluminium 2024 T351. Des contraintes de traction au niveau de l’entaille (trou) ont été générées. En absence des contraintes résiduelles, l’augmentation du rapport de charge a augmenté la durée de vie à l’initiation. La présence des contraintes résiduelles de traction a diminué la durée de vie à l’initiation (tableau 2).

Tableau 2. Effet du rapport de charge et des contraintes résiduelles de tension sur la durée de vie à l’initiation [73]. Récemment, une autre étude sur l’effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures de fatigue a été menée par Benachour et al. [74]. Des contraintes résiduelles de compression ont été générées par prédéformation au niveau des entailles (trous), appliquées à des alliages d’aluminium à durcissement structurales 2024 T351 et 6061 T6. Le champ des contraintes résiduelles est affecté par le niveau de prédéformation (figure 20). Les courbes des vitesses de fissuration (figure

21) montrent que l'augmentation du niveau de prédeformation a diminué les vitesses de fissuration (présence des contraintes de compression au niveau de l'entaille).

Tableau 2. Effet du rapport de charge et contraintes résiduelles de tension sur la durée de vie à l'initiation

Contraintes résiduelles (CR) de tension	Ni (cycles)		
	R= 0.1	R = 0.2	R= 0.4
Sans CR	1.21×10^6	3.43×10^6	1.85×10^7
Niveau 1	2.14×10^5	4.32×10^5	1.15×10^6
Niveau 2	1.96×10^5	3.07×10^5	6.02×10^5
Niveau 3	1.78×10^5	2.71×10^5	7.84×10^5

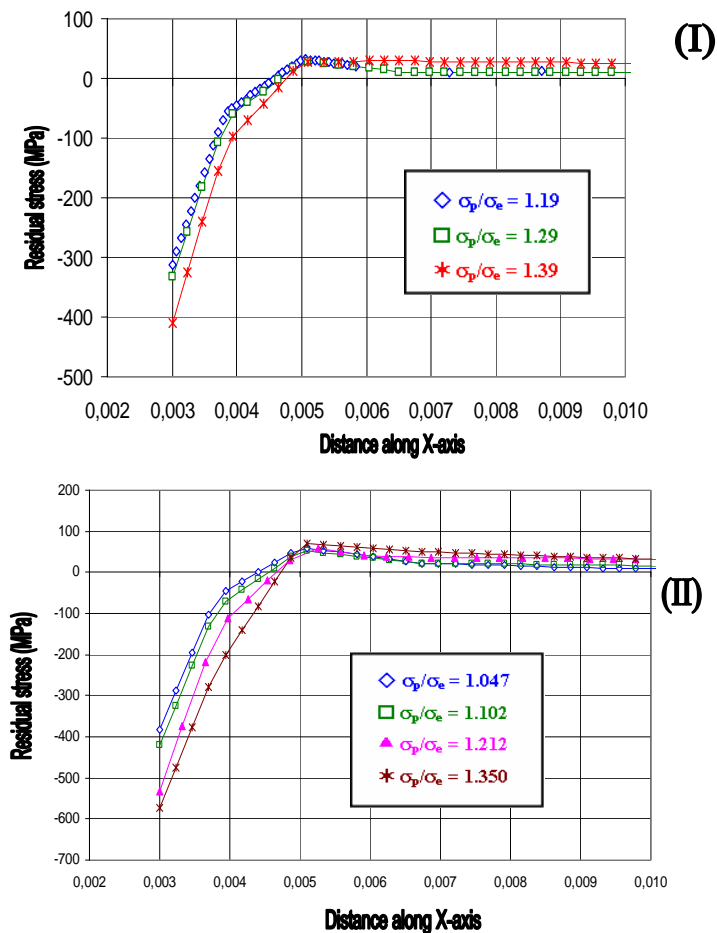


Figure 20.a Effet du niveau de prédeformation sur la distribution des contraintes résiduelles (I) 2024 T351 (II) 6061 T6 [74]

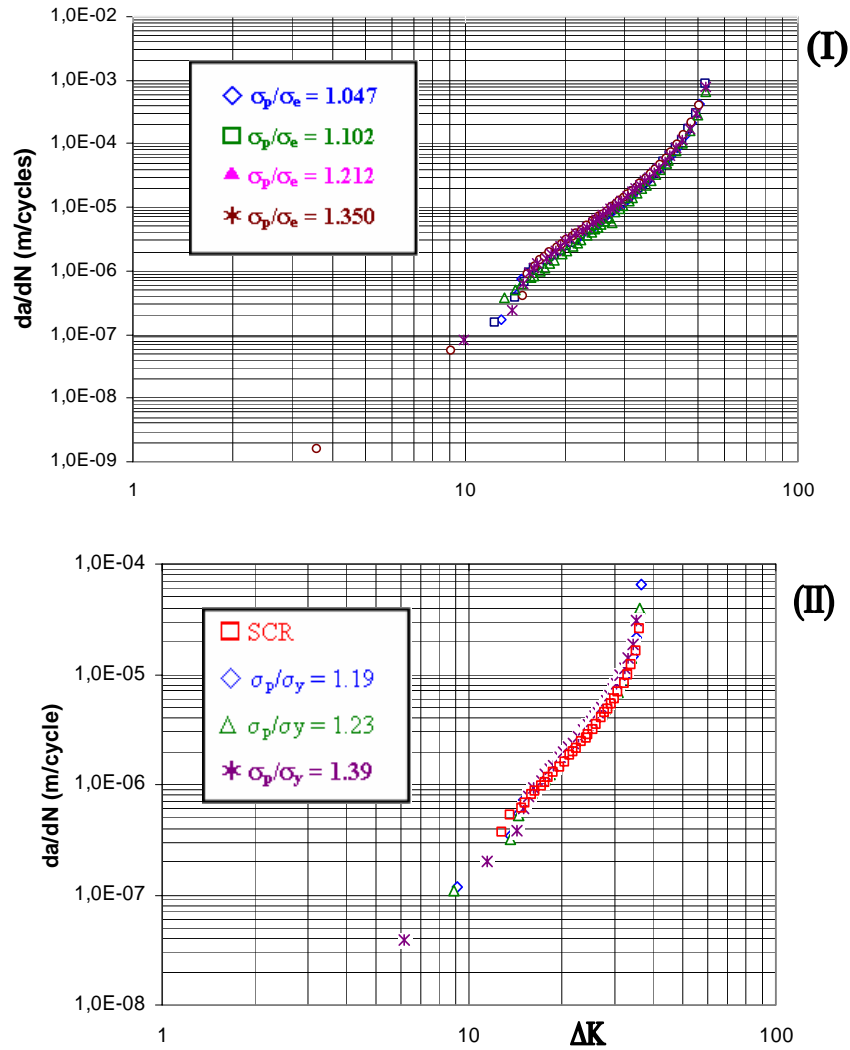


Figure 20.b Effet du niveau de prédéformation sur la vitesse de fissuration (I) 2024 T351 (II) 6061 T6 [74]

La durée de vie à l'amorçage est affectée par la présence des contraintes résiduelles induites par prédéformations sur des éprouvettes DEN (Double Edge Notch) en acier 1080 [75]. La durée de vie à l'amorçage pour une longueur de fissure de 0.1 mm représente 44% de la durée de vie à la rupture.

L'étude de l'effet des contraintes résiduelles sur l'amorçage des fissures de fatigue de l'acier X65 menée par Mézière et al. [70], et générées par préchargement mécanique en flexion quatre points, a montré que dans le domaine d'endurance étudié, les contraintes résiduelles de compression conduit à une augmentation du nombre de cycles à amorçage (figure 21). En revanche, les contraintes résiduelles de traction ne

modifie pas, de façon significative, la courbe d'endurance par rapport aux éprouvettes sans contraintes résiduelles (éprouvettes détentionnées).

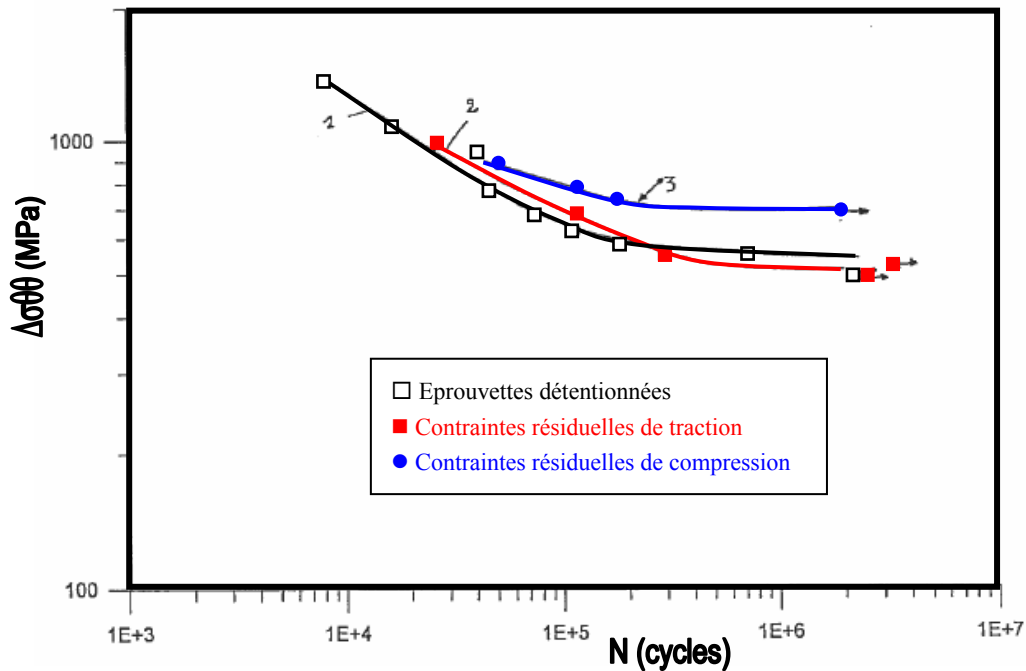


Figure 21. Effet des contraintes résiduelles sur l'amorçage des fissures de fatigue de l'acier pour pipelines X65 [70]

L'effet des contraintes résiduelles générées par expansion des trous pour rivetage de plaques en alliage d'aluminium 2024 T3 a montré que la durée de vie à l'initiation est importante aux faibles niveaux de chargement cycliques par rapport aux trous non expansés [76] (figure 22). Par contre aux forts niveaux de chargements, la durée de vie à l'amorçage pour les trous expansés est la même que les trous non expansés. Cela montre qu'aux faibles niveaux de chargement, le coefficient de concentration de contrainte est inférieur pour les trous expansés comparativement aux trous non expansés. L'effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures a été aussi étudié. Les résultats montrent que la durée de vie en fatigue est affectée par le degré d'expansion des trous i.e. le niveau des contraintes résiduelles de compression au niveau des trous (figure 23).

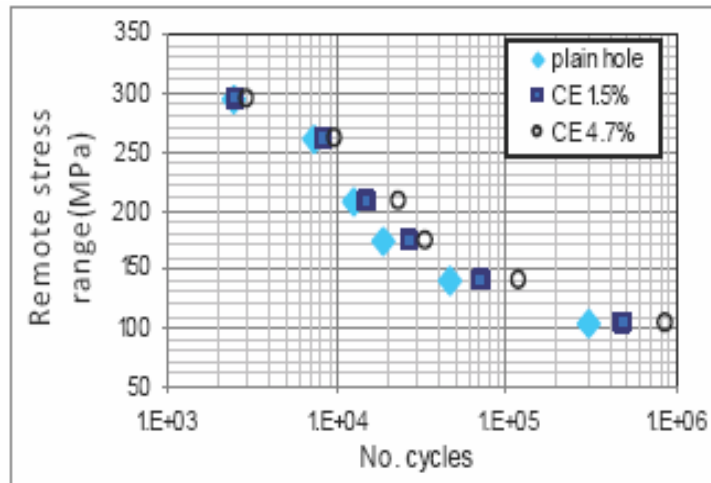


Figure 22. Durée de vie à l'initiation estimé par le code AFGROW de l'alliage 20245 T3 [76]

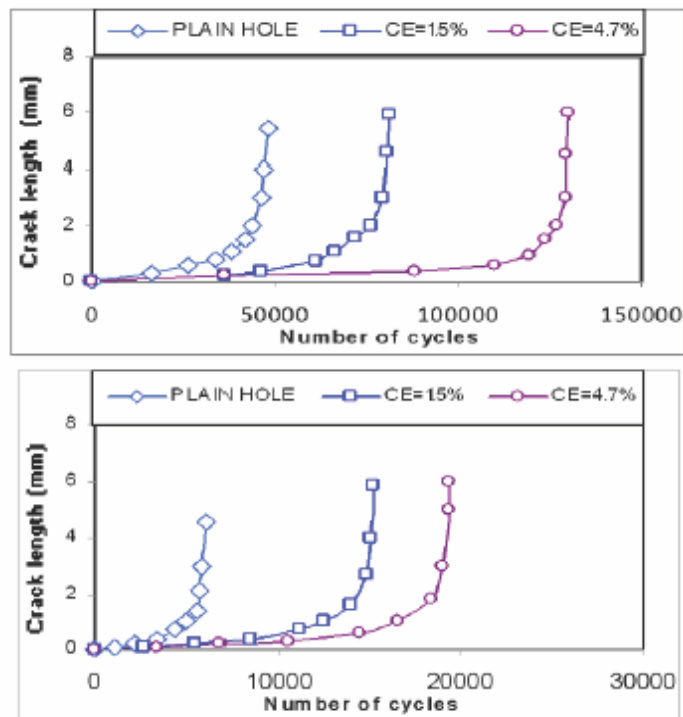


Figure 23. Estimation de la durée de vie en fatigue en présence des contraintes résiduelles utilisant le code AFGROW du 20245 T3 : (a) 6 KN (b) 15 KN [76]

L'effet des contraintes résiduelles générées par préchargement mécanique sur la fissuration par fatigue en flexion quatre points de l'alliage d'aluminium 2024 T351 a été étudié par Jones et Dunn [66] (figure 24). La fissuration à travers un champ de contraintes résiduelles a été prédite par l'utilisation du concept de la méthode de

superposition où les contraintes résiduelles sont supposées stable durant la propagation et les caractéristiques mécaniques restent inchangées. Les résultats ont montré que la propagation à travers un champ de contraintes résiduelles a été affectée. Une augmentation de la durée de vie a été constatée en présence des contraintes résiduelles de compression comparativement à la propagation en absence des contraintes résiduelles (figure 25).

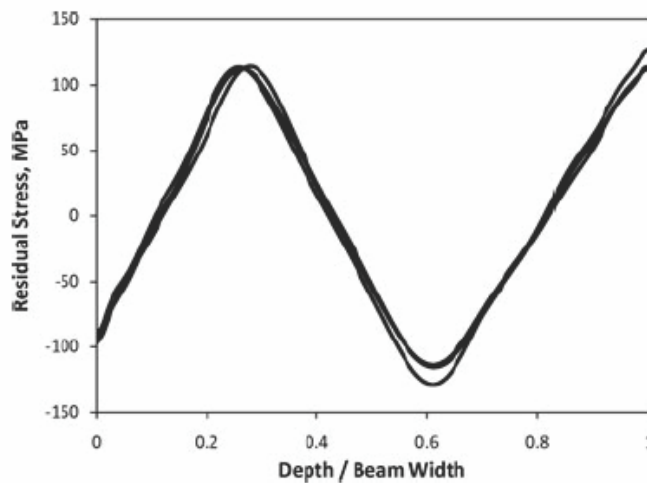


Figure 24. Profil des contraintes résiduelles obtenu par préchargement mécanique en flexion quatre points [66]

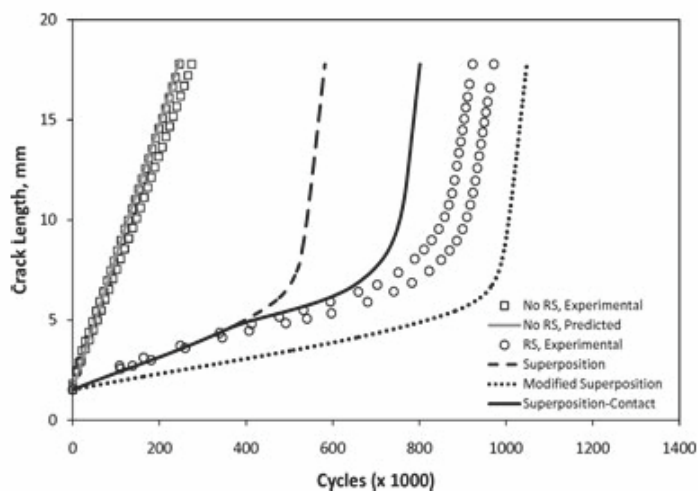


Figure 25. Effet des contraintes résiduelles de compression sur la durée de vie en fatigue [66]

V. PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE

III.1. Approche de la mécanique de la rupture

La mécanique de la rupture reste l'outil le plus adéquat pour décrire la propagation de fissures de fatigue. La fissuration par fatigue est régie par des lois exprimant la variation de la longueur de la fissure par cycle, da/dN , en fonction de variables prenant en compte le chargement appliqué, la géométrie de la structures et la longueur de la fissure. Parmi ces variables, on distingue le facteur d'intensité de contraintes « K », l'intégrale de contour « J », le taux de restitution d'énergie « G », le chargement cyclique appliqué (rapport de charge, amplitude de chargement, surcharge...), la microstructure, la fréquence.

a- Facteur d'intensité de contrainte et modes de rupture

La rupture d'un composant mécanique se produit par fissuration du matériau selon l'un ou une combinaison des trois modes élémentaires décrits ci-dessous (Figure 26).

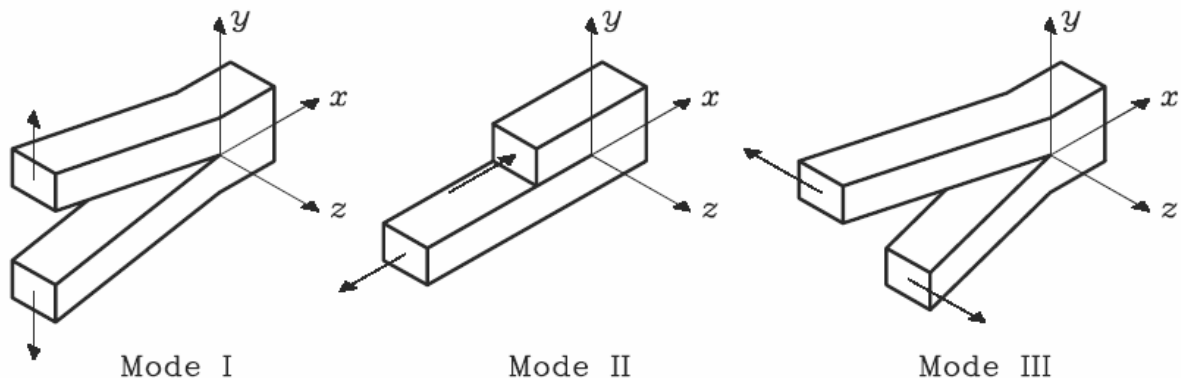


Figure 26. Modes élémentaires de rupture

- * Mode I : Mode d'ouverture (Contrainte de traction appliquée perpendiculairement au plan de la fissure).
- * Mode II : Mode glissement plan (scission dans le plan de la fissure et appliquée perpendiculairement au front de la fissure).
- * Mode III : Cisaillement anti-plan (scission dans le plan de la fissure et appliquée parallèlement au front de la fissure).

Dans le cas général, la surface de rupture se développe suivant une combinaison de ces trois modes. Notons que les ruptures brutales résultent souvent de la propagation des fissures en mode I. C'est la raison pour laquelle la mécanique de la rupture s'intéresse plus particulièrement à ce mode.

Le champ des contraintes au voisinage de la pointe de fissure (figure 27) est donné dans le cadre de l'élasticité linéaire par l'équation de Westergaard [77]

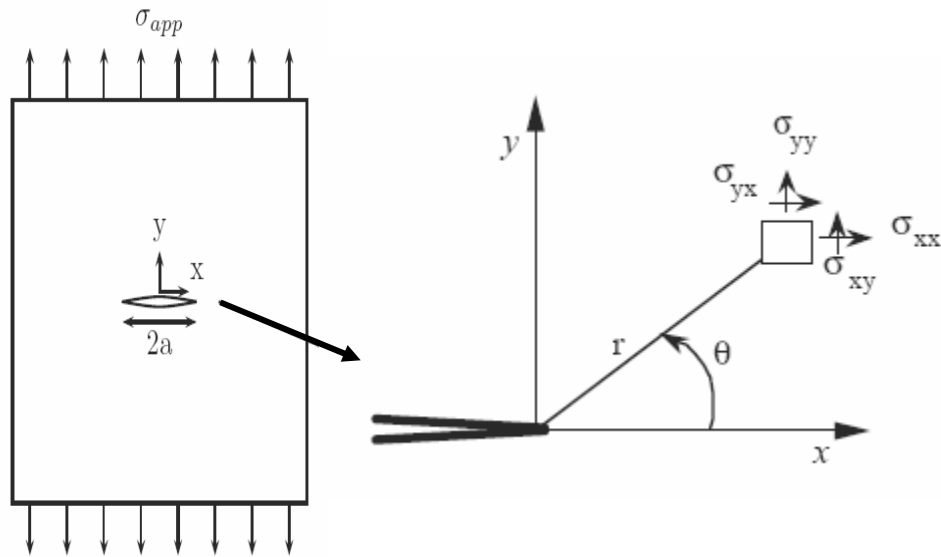


Figure 27. Fissure en mode I - Etat de contrainte au niveau de la pointe de la fissure

Le champ de contrainte pour une plaque sollicitée en mode I est décrit par le système d'équations 1:

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{xx}(\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy}(\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{xy}(\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(\sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad \text{DP} \\ \sigma_{zz} = 0 \quad \text{CP} \end{array} \right. \quad (22)$$

où K_I représente le facteur d'intensité de contrainte en mode I.

Le facteur d'intensité de contrainte « K_I » est défini en fonction de la distribution des contraintes σ_{yy} par la relation :

$$K_I = \sqrt{2\pi} \lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{yy}(r, \theta) f^{1/2} \quad (23)$$

Le facteur K rassemble à lui tout seul l'influence de la dimension de la fissure, des forces appliquées et de la géométrie de la pièce fissurée et s'exprime en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

b. Zone plastique au niveau de la pointe de la fissure

La mécanique linéaire de la rupture prédise des contraintes infinies à l'extrémité d'une fissure aigue. Mais dans les métaux réels, les contraintes à l'extrémité d'une fissure restent finies car le rayon en fond de fissure n'est pas nul. Ces contraintes dépassent la limite élastique du matériau et une déformation plastique résultant, conduit à une relaxation des contraintes à l'extrémité de la fissure.

La contrainte normale en contraintes planes en un point situé à une distance r de la pointe d'une fissure sollicité en mode I ($\theta=0$) est égale à :

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (24)$$

Irwin [78], sur l'hypothèse d'une zone plastifiée circulaire (figure 28), définit le rayon de la zone plastifiée par :

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_y^2} \quad (25)$$

La taille et la forme de la zone plastifiée dépendent essentiellement de l'état de contraintes. Irwin propose pour un état de déformations planes la forme suivante :

$$r_p = \frac{K_I^2}{6\pi\sigma_y^2} \quad (26)$$

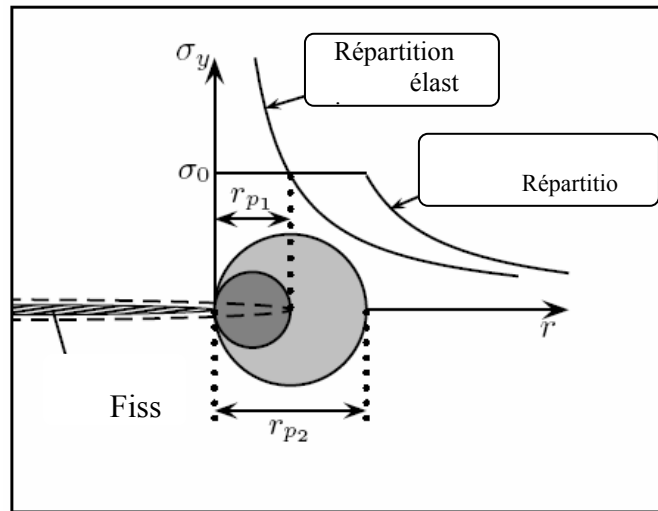


Figure 28. Distribution des contraintes en pointe de fissure (Zone plastique)

En réalité la zone plastique possède une forme complexe. En mode I, la zone plastifiée est constituée de deux ailes. Les critères de plasticité de Von Mises et Tresca nous permettent de déterminer la forme de la zone plastifiée en contraintes planes et déformations (Figure 29) exprimées par les relations suivantes :

En contraintes planes :

- Critère de Von Mises

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 + 3 \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right)\right) \quad (27)$$

- Critère de Tresca

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 + \sin\frac{\theta}{2}\right)^2 \quad \text{pour } 0 < \theta < \pi \quad (28)$$

En déformations planes :

- Critère de Von Mises

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left((1-2\nu)^2 + 3 \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right) \quad (29)$$

- Critère de Tresca

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 - 2\nu + \sin\frac{\theta}{2} \right)^2 \quad \text{si } \theta \leq 2\text{Arcsin}(1-2\nu) \quad (30)$$

$$r_p(\theta) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_E^2} \sin^2(\theta) \quad \text{si } 2\text{Arcsin}(1-2\nu) < \theta \leq \pi$$

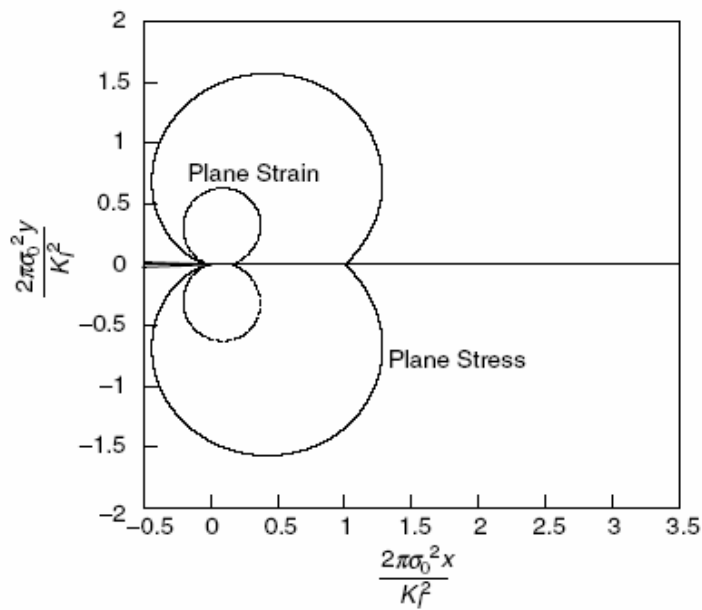


Figure 29. Contours des zones plastiques en mode I

III.2. Modèles de propagations

a- Domaines de fissurations par fatigue

Comme nous venons de le voir plus haut, 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 4).

La compréhension du phénomène de fatigue réside dans l'étude de la vitesse de fissuration, dans ce cadre la mécanique de la rupture a fortement contribué à l'étude de nombreuses lois liant la vitesse de fissuration en fatigue à des paramètres caractéristiques déterminée analytiquement. D'une façon générale nous pouvons expliciter une loi semi – théorique « loi de propagation de fissure » Si nous considère une structure contenant une fissure de longueur « a », et on suit le comportement de cette fissure (la longueur en fonction du nombre de cycle appliqué N) pendant un essai de fissuration, sous un spectre de chargement (amplitude constant ou amplitude variable), on constate que cette croissance continue jusqu'à la rupture (figure 30).

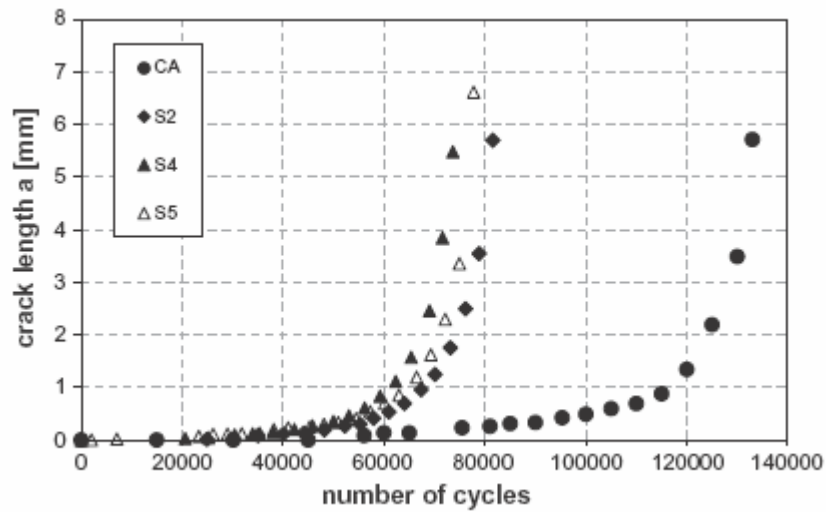


Figure 30. Evolution de la longueur de fissure en fonction du chargement appliquée [79]

La durée de vie des structures avec des fissures initiales est très étroitement liée à la période de propagation de la fissure où la durée d'initiation est essentiellement courte, les approches élastiques linéaires actuelles tentent de décrire la croissance de fissures stable et instable par un taux de propagation de la fissure. Ce taux de propagation (vitesse de fissuration) est défini comme la croissance incrémentale de la fissure « da », divisé par le nombre incrémentale de cycles de chargement « dN » et fonction du facteur d'intensité de contrainte au cours du cycle de chargement. La figure 31 représente une illustration schématique de l'évolution de la vitesse de fissuration. Cette évolution de la vitesse de fissuration permet de faire distinguée trois domaines de fissuration décrits ci-dessus.

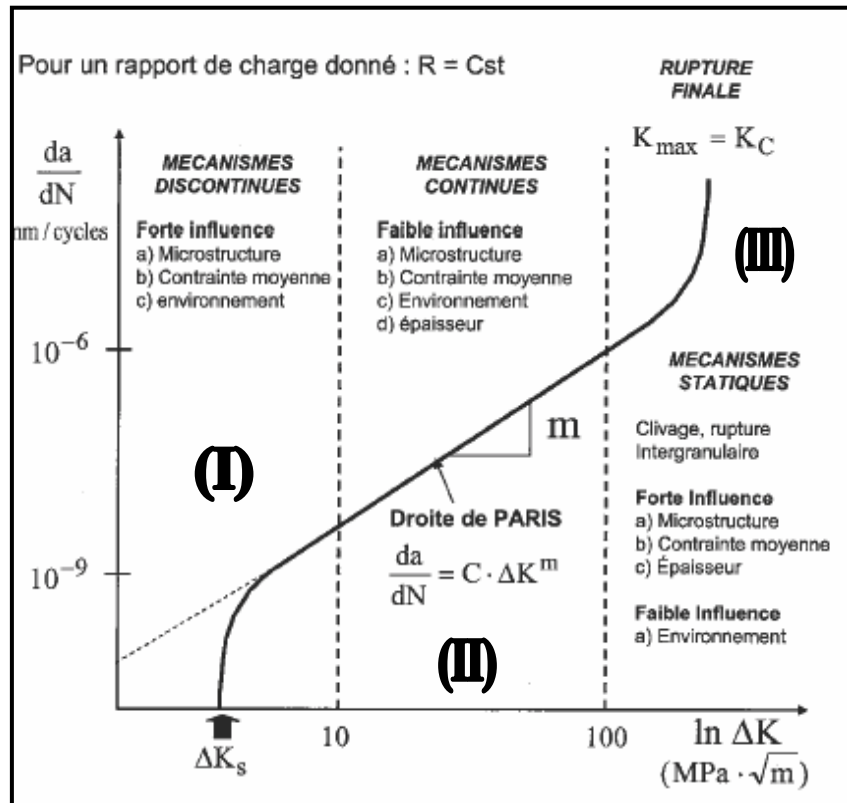


Figure 31 : Représentation schématique de l'évolution de la vitesse de fissuration [80]

- * **Domaine I** : domaine des faibles vitesses de fissuration où les effets de l'environnement et de la microstructure sont prédominants. Pour décrire ce domaine, on effectue généralement des essais à ΔK décroissant pour déterminer la valeur de ΔK_s
- * **Domaine II** : domaine des vitesses moyennes ou de Paris où 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. C'est le domaine où s'applique la loi de Paris [81, 82];
- * **Domaine III** : domaine correspondant au cas des chargements élevés pour lesquels une déchirure se produit dans le matériau en pointe de fissure. Les vitesses de propagation sont très élevées et conduisent très vite à la rupture de la pièce (pour $K_{max} = K_{IC}$).

Pour décrire la partie linéaire de cette courbe (domaine II), Paris a proposé la relation empirique :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (31)$$

Où C et m sont des constantes dépendant du matériau, des conditions de chargement et de l'environnement.

b. Lois de fissuration

L'estimation de la vitesse de fissuration et la prédiction de la durée de vie résiduelle sont importantes pour la conception des structures sous l'effet du phénomène de fatigue. Plusieurs contributions ont été menées dans le but de développer des modèles de fissuration pour des chargements cycliques (chargement à amplitudes constantes ou chargements à amplitude variable). La majorité des modèles proposés ne tient pas compte de tous les paramètres et conditions, et la totalité de la courbe de propagation da/dN (figure 31). Les différentes lois et modèles proposés, sont basées sur l'intégration de l'équation de la vitesse de fissuration afin de prédire de la durée de vie en fatigue.

a.1. Modèle de Paris

La plupart des applications actuelles des concepts de la mécanique linéaire de la rupture élastique pour décrire le comportement de fissure sont associées à la région II (figure 9). Le modèle de Paris [81, 82] décrit par l'équation 31, représente la première application de la mécanique de la rupture à la fatigue. L'utilisation de la loi de Paris est limitée par son utilisation que dans la région II (propagation stable) et ne peut décrire les régions (I) et (III). Cette loi ne prend pas en compte l'effet du rapport de charge « R » et dépend du matériau utilisé où la valeur du coefficient « m » pour les alliages légers est entre 2 et 4.

Pour décrire plus complètement la courbe de propagation à des vitesses très lentes et pour la zone de propagation rapide, certains auteurs ont intégré à la formulation des valeurs de K (seuil de propagation) et de K_c (valeur critique du facteur d'intensité de

contrainte).

a.2. Modele de Walker

La principale limite de la loi de Paris est son incapacité à de prendre compte de l'effet du rapport de charge. Cet inconvénient a été notifié par Walker [83] afin d'améliorer le modèle de Paris en incluant l'effet du rapport de charge. Walker a proposé le paramètre ΔK , qui est équivalent au facteur d'intensité de contrainte à $R = 0$ et qui provoque la même vitesse de propagation au K_{max} réelle, et la combinaison du rapport R . Elle est exprimée par la relation suivante (équation 11) :

$$\overline{\Delta K} = K_{max} (1 - R)^{\gamma_w} \tag{32}$$

Où $\Delta K_{max} = \Delta K / (1 - R)$ et l'équation 32 devient :

$$\overline{\Delta K} = \Delta K / (1 - R)^{1 - \gamma_w} \tag{33}$$

Par conséquent, la loi de Walker est représenté par :

$$\frac{da}{dN} = C_w \left[\frac{\Delta K}{(1 - R)^{1 - \gamma_w}} \right]^{m_w} \tag{34}$$

Pour $R = 0$, l'équation 34 est écrite sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C_w (\Delta K)^{m_w} \quad (35)$$

Les paramètres C_w et m_w sont respectivement équivalents aux paramètres C et m de la loi de Paris. Le modèle de Walker est une modification du modèle de Paris tenant compte de l'effet du rapport de charge où un troisième paramètre a été introduit « γ_w ».

a.3. Modèle de Forman

Forman [84] a amélioré le modèle de Walker en suggérant un nouveau modèle dont est capable décrire la région III de la courbe de la vitesse de propagation et inclut l'effet de rapport de charge. La loi de Forman est donnée par :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R).(K_C - K_{max})} \quad (36)$$

où K_C est la ténacité du matériau fonction de l'épaisseur considérée de la pièce ou de la structures.

Le modèle de Forman est capable de représenter le stade de la propagation stable (région II) et le stade de la propagation instable (région III). Des modifications du modèle de Forman ont été proposés par Hartman et Schijve [85] afin de tenir compte du facteur d'intensité de contrainte seuil ΔK_{th} (région I). Le modèle modifié est représenté par l'équation 37.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K - \Delta K_{th})^m}{(1-R).K_C - \Delta K} \quad (37)$$

a.4- Equation de Forman/Mettu : NASGRO équation

Le modèle NASGRO utilisé dans la prédiction de la vitesse de propagation de fissuration de fatigue a été développé par Forman et Mettu [86]. Le modèle de NASGRO prédit la vitesse de fissuration pour les trois domaines et est sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (38)$$

C, n, p, q sont des paramètres empiriques et K_{max} et K_{crit} sont respectivement le facteur d'intensité de contrainte maximale et le facteur d'intensité de contrainte critique.

f représente la contribution de la fermeture de la fissure :

$$f = \frac{K_{op}}{K_{max}} = \begin{cases} \max(R, A_0 + A_1R + A_2R^2 + A_3R^3) & R \geq 0 \\ A_0 + A_1R & -2 \leq R < 0 \\ A_0 - 2A_1 & R < -2 \end{cases} \quad (39)$$

Les coefficients A_i sont données par :

$$A_i = \begin{cases} A_0 = \left(0.825 - 0.34\alpha + 0.05\alpha^2 \right) \left[\cos \left(\frac{\pi}{2} \sigma_{max} / \sigma_0 \right) \right]^{\frac{1}{\alpha}} \\ A_1 = (0.415 - 0.071\alpha) \sigma_{max} / \sigma_0 \\ A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \\ A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \end{cases} \quad (40)$$

α : Rapport de contrainte/déformation plane

σ_{max} / σ_0 : Rapport de la contrainte maximale appliquée sur la contrainte d'écoulement

ΔK_{th} : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil donnée par :

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 \left(\frac{a}{a + a_0} \right)^{\frac{1}{2}} \left(\frac{1-f}{(1-A_0)(1-R)} \right)^{(1+C_{th}R)} \quad (41)$$

ΔK_0 : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte seuil à $R = 0$

a : Longueur de la fissure

a_0 : Longueur de la fissure initiale

C_{th} : Coefficient seuil

Les valeurs de ΔK_0 et C_{th} sont données par la base de données matériels

L'effet d'épaisseur est inclut dans le modèle et dépend du rapport K_{crit}/K_{IC} donné par :

$$\frac{K_{crit}}{K_{IC}} = 1 + B_k e^{-\left(A_k \frac{t}{t_0}\right)^2} \quad (42)$$

K_{IC} : Ténacité du matériau

A_k, B_k : paramètres d'ajustement

t : Epaisseur

t_0 : Epaisseur de référence (condition de déformation plane)

La condition de déformation plane est définie par :

$$t_0 = 2.5(K_{IC} / \sigma_e)^2 \quad (43)$$

On remarque que ce modèle décrit tous les domaines de propagations et tient compte des caractéristiques du matériau : la ténacité, la limite élastique et des paramètres de chargements : rapport de charge et effet de fermeture de fissure.

a.5. Modèle exponentiel

L'évaluation de la durée de vie en fatigue par l'équation de Forman/Mettu demande des procédures numériques lourdes pour l'évaluation des tous les paramètres et l'intégration numérique. Afin de balayer ces inconvénients, un nouveau modèle simple a été élaboré par Mohanty et al. [87, 88] nommé modèle exponentiel reliant la longueur de la fissure au nombre de cycles et dépend des paramètres du matériau et des paramètres de fissuration. La forme de l'équation exponentielle est de la forme :

$$a_j = a_i e^{m_{ij}(N_j - N_i)} \quad (44)$$

L'exposant m_{ij} , spécifiant la vitesse de fissuration, est calculé à partir de l'équation suivante :

$$m_{ij} = \frac{\ln\left(\frac{a_j}{a_i}\right)}{(N_j - N_i)} \quad (45)$$

Le comportement de fissuration par fatigue dépend de la longueur initiale et du chargement appliqué. En utilisant le modèle exponentiel décrit par l'équation (44) « a_i » représente la fissure initiale et le terme m_{ij} est calculé de façon incrémentale. Ce modèle a été appliqué pour la fissuration par fatigue sur les alliages d'aluminium 2024 T3 et 7020 T7. Récemment ce modèle a été aussi appliqué pour la fissuration de l'alliage d'aluminium 2024 T351 [89].

Parmi les paramètres de chargement liés aux modèle de propagation, figure le rapport de charge exprimé par le rapport du facteur d'intensité de contrainte minimal sur le facteur d'intensité de contrainte maximale ($R=K_{\min}/K_{\max}$). L'influence de l'augmentation de ce paramètre se traduit par un décalage des courbes de fissuration vers les faibles valeurs du facteur d'intensité de contrainte et augmentation de la vitesse de fissuration. (Figure 32).

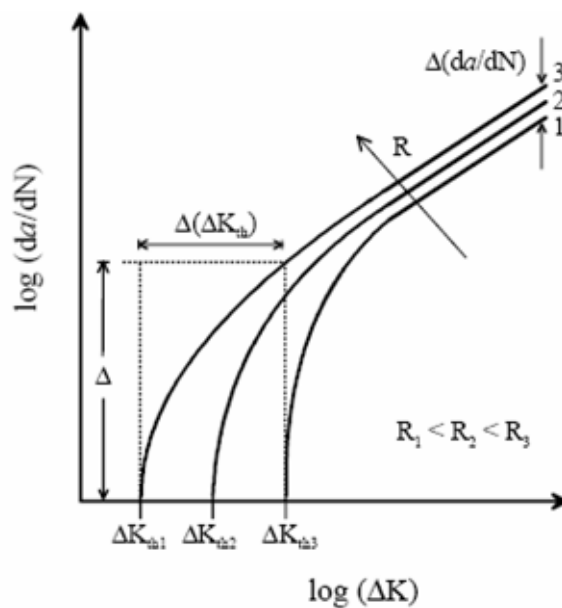


Figure 32 : Illustration de l'effet du rapport de charge R sur la fissuration par fatigue

L'influence de ce paramètre de chargement sur la fissuration par fatigue des alliages d'aluminium de la série 2000 a fait l'objet de plusieurs études [90-94]. L'effet du rapport de charge sur la propagation des fissures longues de l'alliage d'aluminium 2024 T351 (Figure 33) a été étudié expérimentalement par Kujawski [90] pour des valeurs positives et négatives. Un décalage des courbes vers les hautes vitesses

de fissuration avec l'augmentation du rapport de charge. L'effet du rapport de charge sur la durée de vie et la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2024 T351 a été étudié par Benachour et al. [49]. L'augmentation du rapport de charge a fait augmenter la durée de vie et la vitesse de fissuration (Figures 34, 35). Aux hautes valeurs du facteur d'intensité de contrainte, un effet de microstructure se présente où une diminution de la vitesse de fissuration est remarquée.

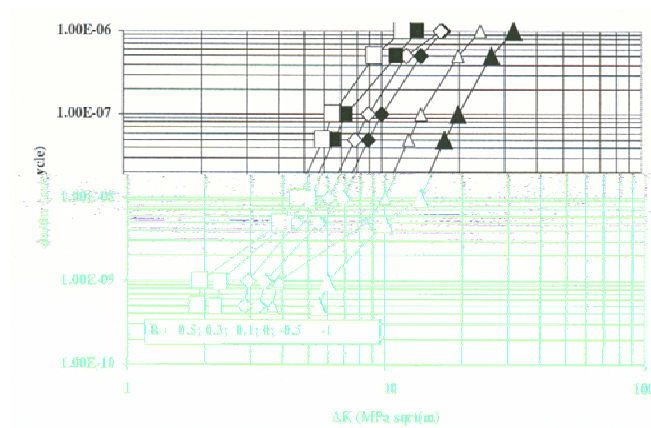


Figure 33 : Effet du rapport de charge sur la fissuration de l'alliage 2024 T351 [90]

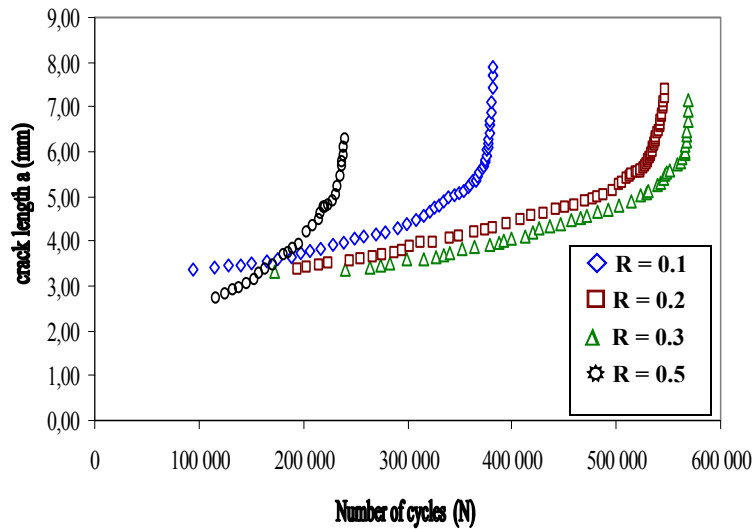


Figure 34. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue du 2024 T351 [49]

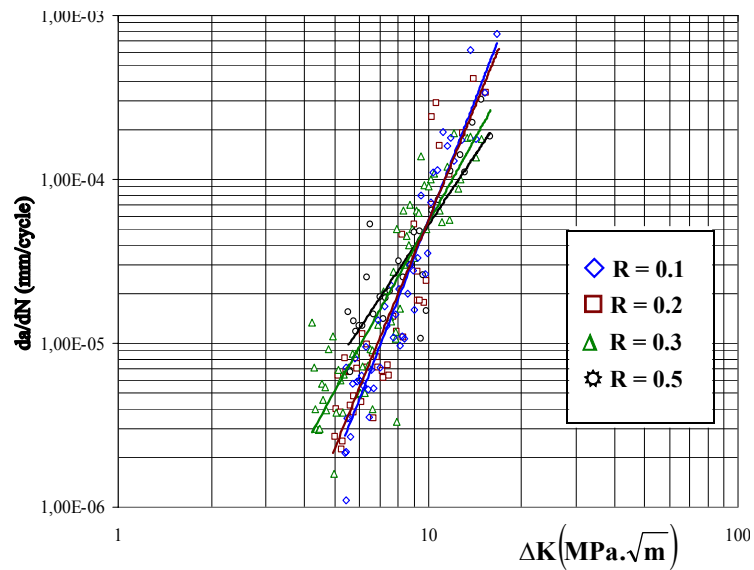


Figure 35. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 2024 T351 [49]

III.3. Fermeture de fissure

L'explication du phénomène de fermeture de fissures et la mise en évidence expérimentale a été étudié par Elber [95, 96]. Ce phénomène est expliqué par la formation de zones plastique au niveau de la pointe de la fissure (figure 36). Le principe d'ouverture et fermeture de la fissure est illustré par la figure 37.

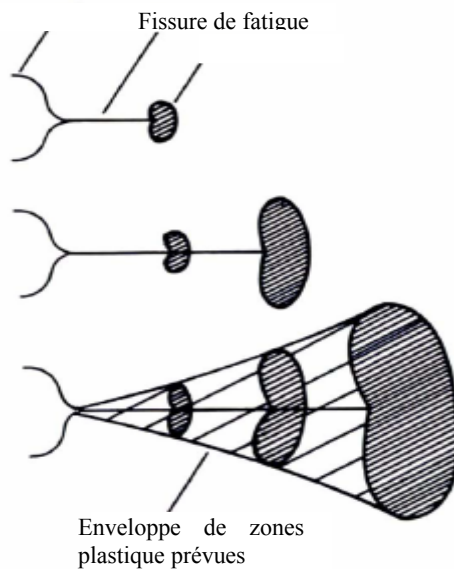


Figure 36 : Développement d'enveloppe de zones plastiques autour d'une fissure de fatigue

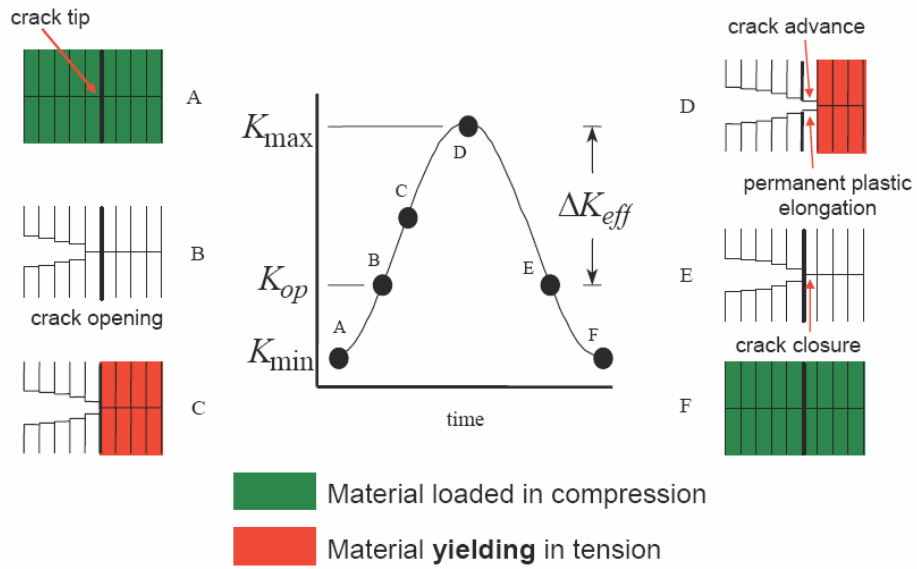


Figure 37. Principe d'ouverture et fermeture de la fissure induit par plasticité

D'autres mécanismes peuvent participer à la fermeture de la fissure, la fermeture induite par rugosité (figure 34.a) et la fermeture induite par oxydation (figure 34.b).

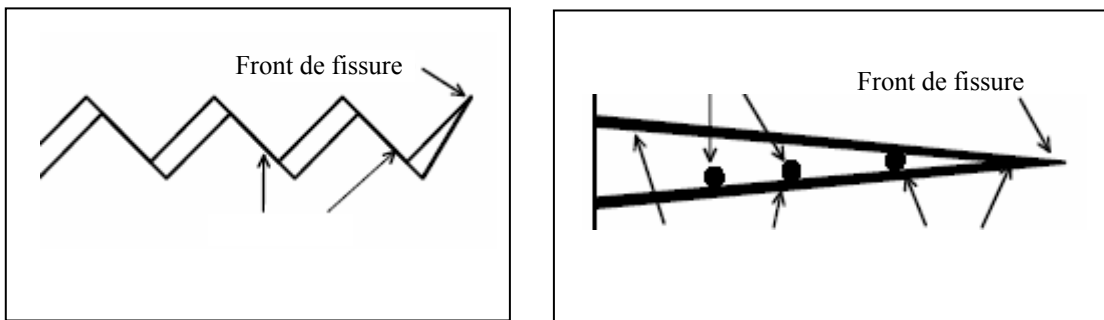


Figure 38. Mécanismes de fermeture de fissure (a) par rugosité (b) par l'oxyde

Elber a proposé en se basant sur le modèle de Paris une relation dans le cas où la fissure est entièrement ouverte :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^n \quad (46)$$

où $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv}$

Elber [96] a montré que la variation du facteur d'intensité de contrainte effective ΔK_{eff} peut s'écrire en fonction du rapport de charge:

$$\Delta K_{\text{eff}} = U(R)\Delta K \quad (47)$$

avec :

$$U(R) = \frac{K_{\text{max}} - K_{\text{ouv}}}{K_{\text{max}} - K_{\text{min}}} \quad (48)$$

La fonction $U(R)$ a fait l'objet de nombreuses études. Elber [96] fut le premier à déterminer la fonction $U(R)$ pour l'alliage d'aluminium 2024 T3 dans un état de contrainte plane.

$$U(R) = 0.5 + 0.4R \quad -0.1 \leq R \leq 0.7 \quad (49)$$

Des recherches ont été menées afin de déterminer les contraintes d'ouverture et de fermetures à travers des études expérimentales [97-100], des analyses numériques [101-104] et des développements numériques [105-108]

L'étude de l'effet du rapport de charge menée par Schijve [109] sur la fissuration par fatigue de l'alliage 2024 T3, pour un état de contrainte plane, a permis de déterminer une fonction de second ordre du rapport de fermeture de fissure (équation 50). La figure 39 montre la variation de la vitesse de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contrainte effective dont la fonction de fermeture a donnée une bonne corrélation.

$$U(R) = 0.55 + 0.35R + 0.1R^2 \quad -1 \leq R \leq 0.54 \quad (50)$$

Benguediab [110] a aussi déterminé une fonction U^{\circledast} de deuxième ordre pour l'alliage d'aluminium 2024 T351. Il a montré que le rapport $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ ne devient constant que lorsque K_{max} dépasse une valeur critique de $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (figure 40). La fonction $U(R)$ déterminée, en déformation plane, est donnée par l'équation 51. L'évolution de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK_{eff} est donnée par la figure 37 où il a été constaté un regroupement de toutes les courbes quel que soit R . Un modèle similaire au modèle d'Elber a été aussi déterminé par Benguediab [110]

utilisant l'analyse d'Alliaga et al. [111]. les constantes a et b appliqués aux résultats obtenus (figure 41)

$$U(R)=0.35+0.081R+0.6R^2 \quad R \geq 0.1 \quad (51)$$

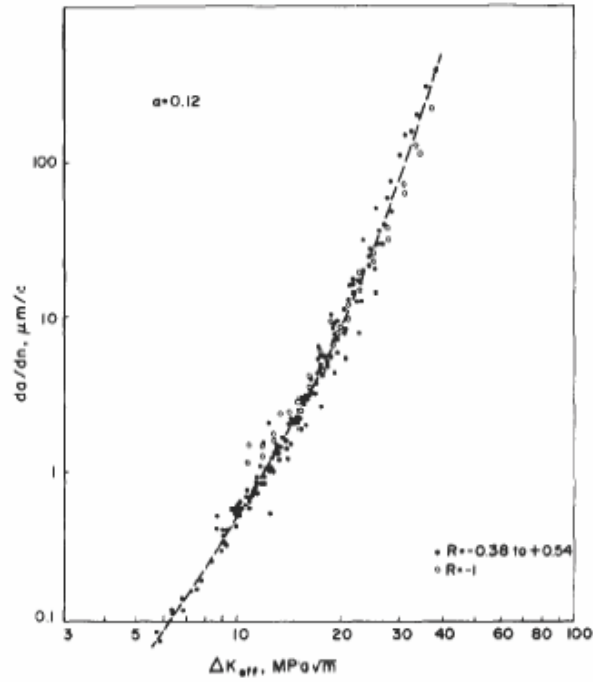


Figure 39 : Relation da/dN - ΔK_{eff} pour l'alliage 2024 T3 [109]

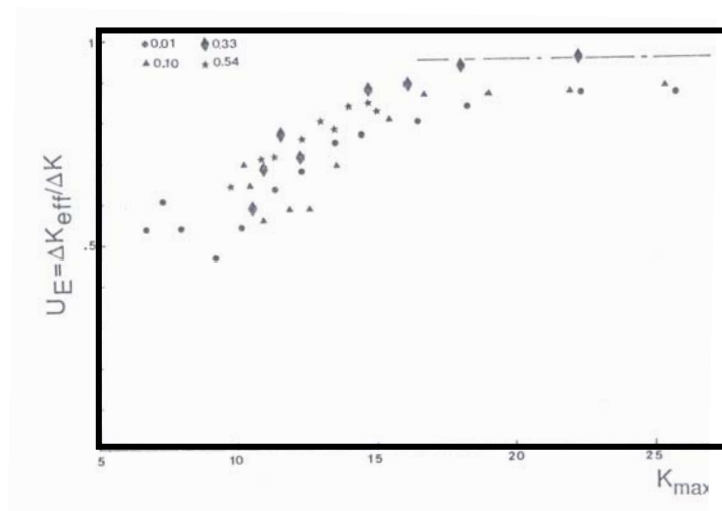


Figure 40. Evolution du rapport U en fonction de K_{max} [110]

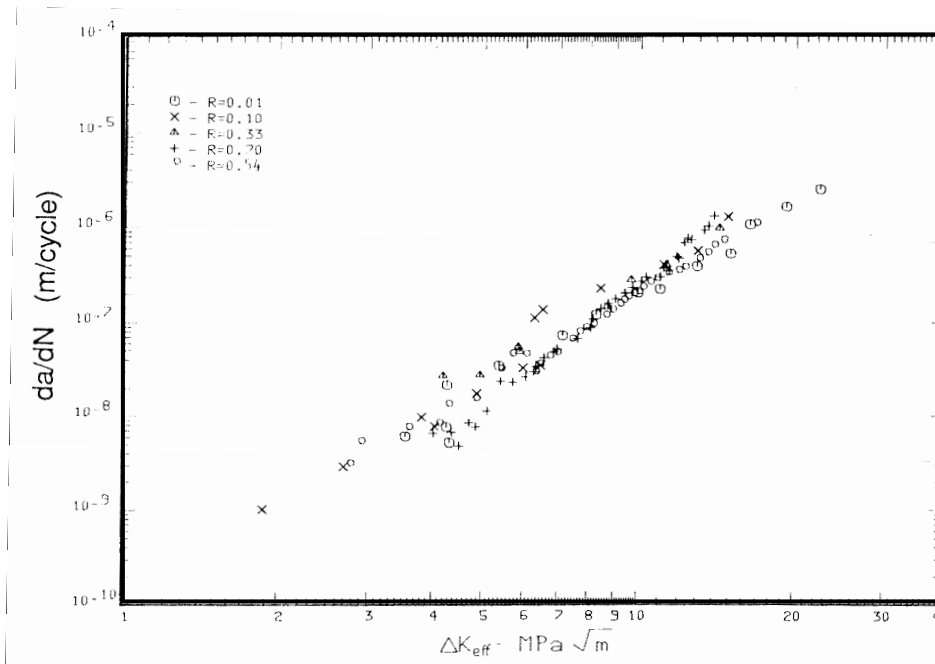


Figure 41. Evolution de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK_{eff} pour l'alliage d'aluminium 2024 T3 [110]

Des études sur la fermeture des fissures de fatigue ont montré que le rapport U ne dépend pas que du rapport de charge [112, 113] mais aussi du facteur d'intensité de contrainte [114, 115]. Kumar et Garg [113] ont étudié l'effet de fermeture de fissure sur l'alliage 6061 T6. Une fonction de fermeture de fissure de 2^{ème} ordre en fonction du rapport de charge a été évaluée (équation 52). L'évolution de la vitesse de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contrainte effective, ΔK_{eff} , par l'utilisation de la fonction U (équation 52) est représenté sur la figure 42. Les dispersions (écarts) ont été considérablement réduites par rapport à la variation de la vitesse en fonction de l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte, ΔK . L'effet de predeformation sur la fermeture de fissure a été aussi investigué par les mêmes auteurs [116]. La fonction de fermeture de fissure U développée, est liée à la limite d'élasticité du matériau (predeformation) et au rapport de charge (équation 52).

$$U = 0.69 + 0.5R + 0.12R^2 \quad 0 < R < 0.3 \quad (51)$$

$$U = \frac{\sigma_Y}{40} + 0.5R + 0.12R^2 \quad 0 < R < 0.3 \quad (52)$$

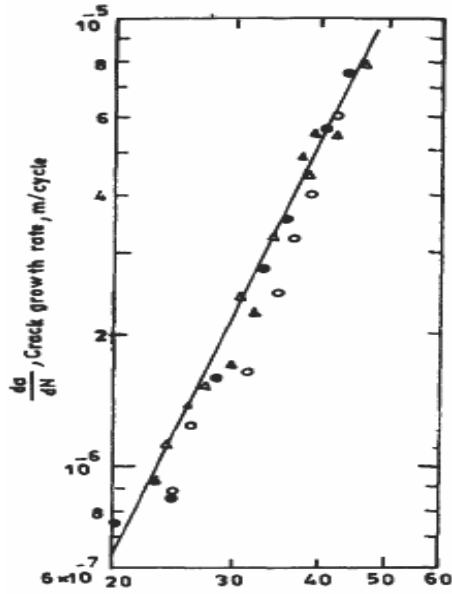


Figure 42.a. Evolution de la vitesse de fissuration $da/dN=f(\Delta K_{eff})$ pour l'alliage 6061 T6 [112]

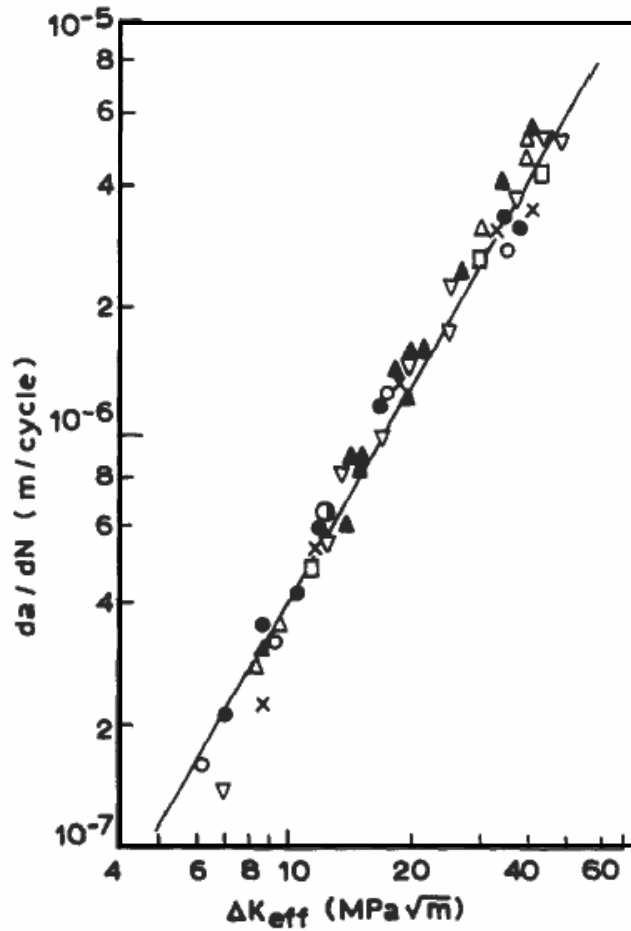


Figure 42.b. Evolution de la vitesse de fissuration $da/dN=f(\Delta K_{eff})$ pour l'alliage 6063 T6 [112]

L'investigation menée par Petit et al. [117] sur l'effet de fermeture de fissure a montré que pour une large série d'alliages d'aluminium, les courbes de fissuration en régime II sont calées sur une seule courbe (figure 43), représenté par une droite de pente $m=4$. Des essais sur l'alliage 2024 T351, effectués par McMaster et al. [118], ont montré que la pente m est de l'ordre de 4.19 en utilisant le modèle d'Elber. Le modèle ainsi déterminé est de la forme :

$$\frac{da}{dN} = 1.0237 \times 10^{-14} \Delta K_{\text{eff}}^{4.1925} \quad (53)$$

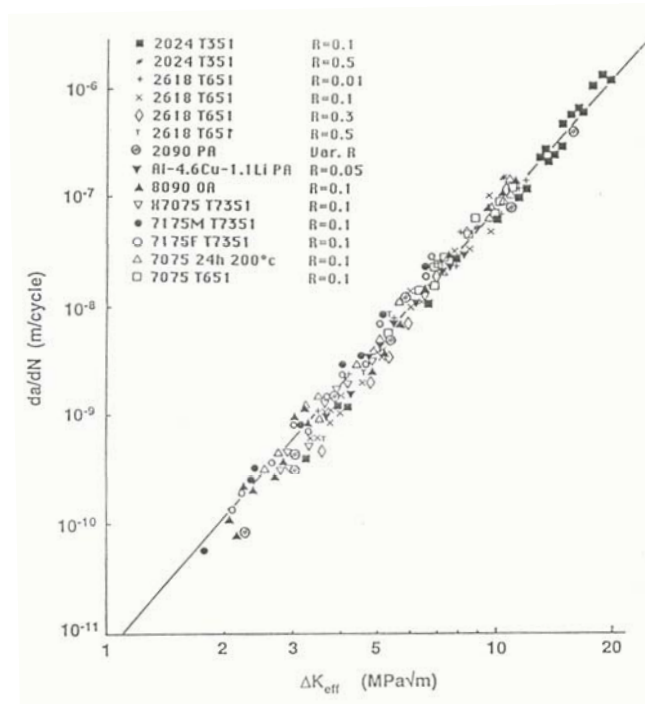


Figure 43. Vitesse de propagation en fonction de ΔK_{eff} et R [117]

Ibrahim et al. [119] ont développé un modèle analytique de fermeture de fissure basé sur le modèle de Dugdale. Ce modèle est exprimé par une équation empirique dépendant du rapport de charge, du chargement maximum et de la limite élastique σ_Y du matériau.

$$\frac{\sigma_{\text{op}}}{\sigma_{\text{max}}} = \alpha \left[1 - \beta \left(\frac{\sigma_{\text{max}}}{\sigma_Y} \right)^\gamma \right] \quad (53)$$

Pour des valeurs positives du rapport de charge les paramètres α , β et γ sont données respectivement par l'équation :

$$\begin{aligned}\alpha &= 0.63 + 0.2375 \tan(R) \\ \beta &= 0.56(1 - R) \\ \gamma &= 1.45 - 0.45R\end{aligned}\tag{54}$$

Le modèle développé, pour un chargement à amplitude constante, a calé les vitesses de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contrainte effective sur une seule courbe (figure 44) pour les alliages d'aluminium 2024 T3, 7050 T76 et 7050 T6. la pente de la courbe est de 3.85.

L'investigation du phénomène de fermeture de fissure menée par Zhang et al. [120] sur l'alliage 7475 T735 a permis d'évaluer le rapport de fermeture U en utilisant la méthode NTCG (méthode de fissuration près du seuil : Near Threshold Crack Growth method). Ce rapport dépend seulement du rapport de charge (équation 55). Il a été constaté que l'effet de fermeture de fissure n'est pas important aux hautes valeurs du rapport de charge ($R > 0.8$). Une étude similaire à celle d'Elber sur l'effet du rapport de charge et fermeture de fissure a été conduit par Katcher and Kaplan [112] sur la fissuration de l'alliage 2219 T851. Une fonction empirique linéaire du rapport de fermeture U a été déterminée (équation 56). L'évolution de U en fonction du rapport de charge est montrée par la figure 45

$$U = 0.56 + 109R + 0.326R^2\tag{55}$$

$$U = 0.68 + 0.91R \quad 0.08 < R < 0.32\tag{56}$$

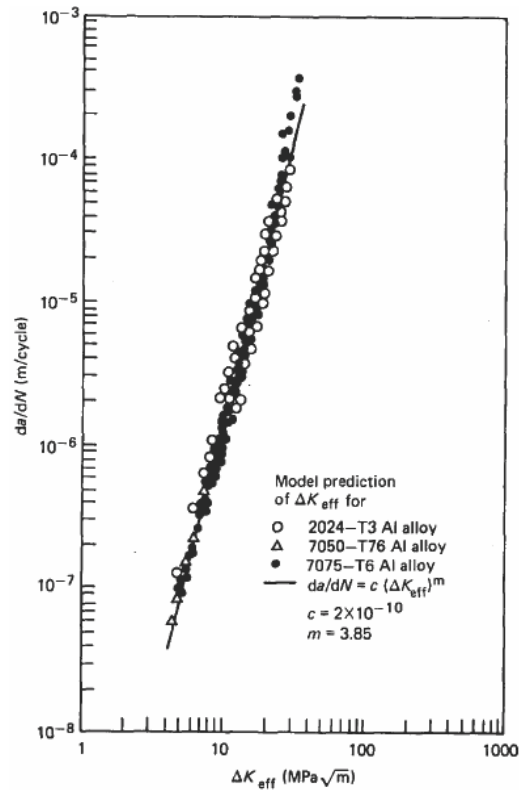


Figure 44. Vitesse de fissuration, da/dN fonction de ΔK_{eff} pour les alliages d'aluminium 2024 T3, 7050 T76 et 7075 T6 [119]

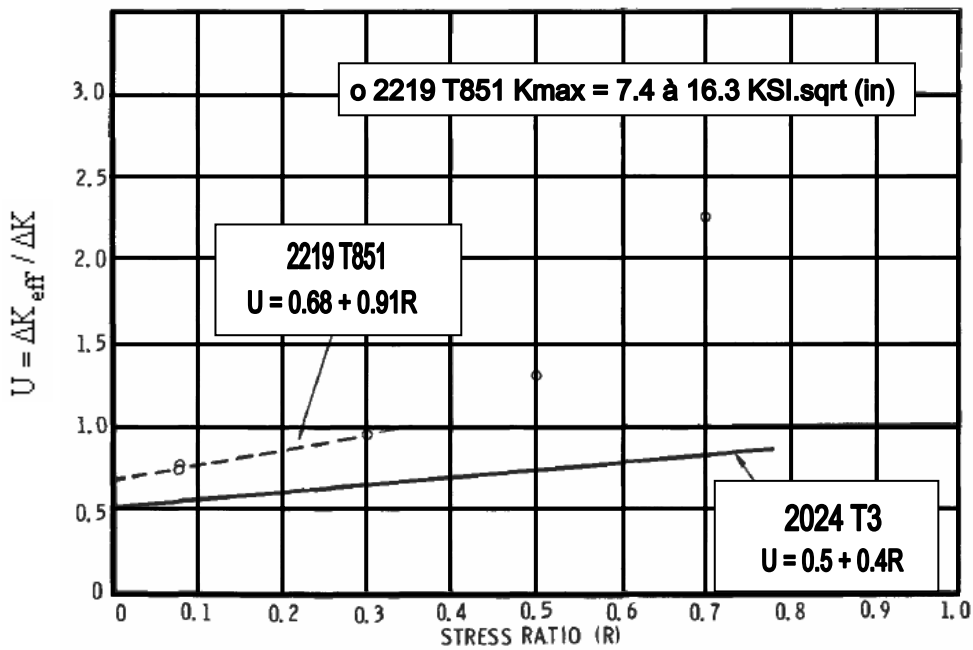


Figure 45. Effet du rapport de charge sur la fermeture de fissure des alliages d'aluminium 2219 T851 et 2024 T3 [112]

D'autres modèles développés, dépend non seulement du rapport de charge mais aussi du facteur d'intensité de contrainte maximale [121-123]. L'étude de la fissuration par fatigue de l'alliage 7091 T7 menée par Hudak et Davidson [122] a montré que le rapport de fermeture dépend des variables de chargement (K_{max} , K_{th}). L'expression du rapport de fermeture est donnée par l'équation 63

$$U = 1 - K_{th} / K_{max} \quad (57)$$

Dans d'autres travaux, Bachmann et Munz [123] ont montré que le rapport de fermeture de fissure U augmente avec l'augmentation de K_{max} . K_{op} dépend du rapport de charge. En supposant une relation linéaire entre K_{op} et R sous la forme $K_{op} = 6.67R + 4.27$, Bachmann et Munz ont proposé une relation du rapport de fermeture exprimée par l'équation (58):

$$U = \frac{1}{1-R} \left[1 - \frac{6.67R}{K_{max}} + \frac{4.27}{K_{max}} \right] \quad (58)$$

I. MATERIAU ET METHODES EXPERIMENTALES

I.1. Objectifs de l'étude expérimentale

L'étude expérimentale utilisée pour notre étude a été initialement conduite au niveau de Centre des Matériaux par M. Benachour [124]. Le but de présentation de cette partie est de mettre en évidence les procédures expérimentales utilisées pour notre étude. L'étude des effets des paramètres de chargement (rapport de charge) sur l'amorçage en présence et en absence des contraintes résiduelles se fait par l'exploitation des résultats obtenus suivants les conditions expérimentales lors de la phase de prefissuration. Les effets de fermeture de fissure font aussi l'objet de la présente étude utilisant comme base de données les résultats obtenus par le modèle exponentiel amélioré [89, 125].

I.2. Matériau d'étude

Le matériau d'étude est l'alliage d'aluminium 2024 T351, trempé et revenu à la température ambiante. Cet alliage a été fourni par une société française de production des alliages d'aluminium au profit du Centre des Matériaux –Ecole des Mines de Paris sous forme d'une tôle rectangulaire d'une épaisseur de 30 mm. La composition chimique de cet alliage est donnée sur le Tableau 3. Les propriétés mécaniques sont présentées sur le Tableau 4 suivant le sens L et T. Ces résultats ont été actualisés par rapport aux résultats présentés à la référence [124] nous permettant ainsi de déterminer les propriétés mécanique dans les deux directions L et T ainsi que la loi de comportement (écrouissage isotrope)*.

Tableau 3. Composition chimique de l'alliage d'aluminium 2024 T351

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Pb	Al
0.105	0.159	3.97	0.449	1.5	0.05	0.109	0.018	0.02	0.056	Al

* Essais supplémentaires réalisés à notre profit fin 2010 par Yazid Madi et Abdennour Meddour sous la direction du professeur émérite A. Pineau (CDM d'Evry, Mines ParisTech - France)

Tableau 4. Propriétés mécaniques de l’alliage d’aluminium 2024 T351

Orientation	E (GPa)	$\sigma_{Y0.2}$ (MPa)	UTS (MPa)	A (%)
2024 T351 L	74	321	478	19.1
2024 T351 T	74	363	465	22.1

Les courbes conventionnelles de traction du matériau étudié obtenus sur éprouvettes de type TR12 (figure 46), sont présentées par la figure 47 où $\Delta L L_p / L_0$ et $\Delta W / W_0$ représentent respectivement la déformation plastique basée sur le déplacement du vérin et la déformation transverse. Les courbes rationnelles contraintes-déformations sont présentés par la figure 48. Vu la géométrie et le sens de prélèvement de l’éprouvette utilisée pour essais de fatigue (Eprouvette de type Charpy en flexion quatre point : T-S), on s’est intéressé aux propriétés dans le sens transversale. La loi de comportement plastique obéissant à un écrouissage isotrope est donnée par la relation 59. Les paramètres de cette équation sont regroupés sur le tableau 5.

$$R_p = R_0 + Q_p \left(1 - e^{-b_p \cdot p} \right) \quad (59)$$

Tableau 5. Paramètres du comportement élastique et d’écrouissage isotrope

E (GPa)	ν	R_0 (MPa)	Q_p	b_p
74	0.33	336	270	10.55

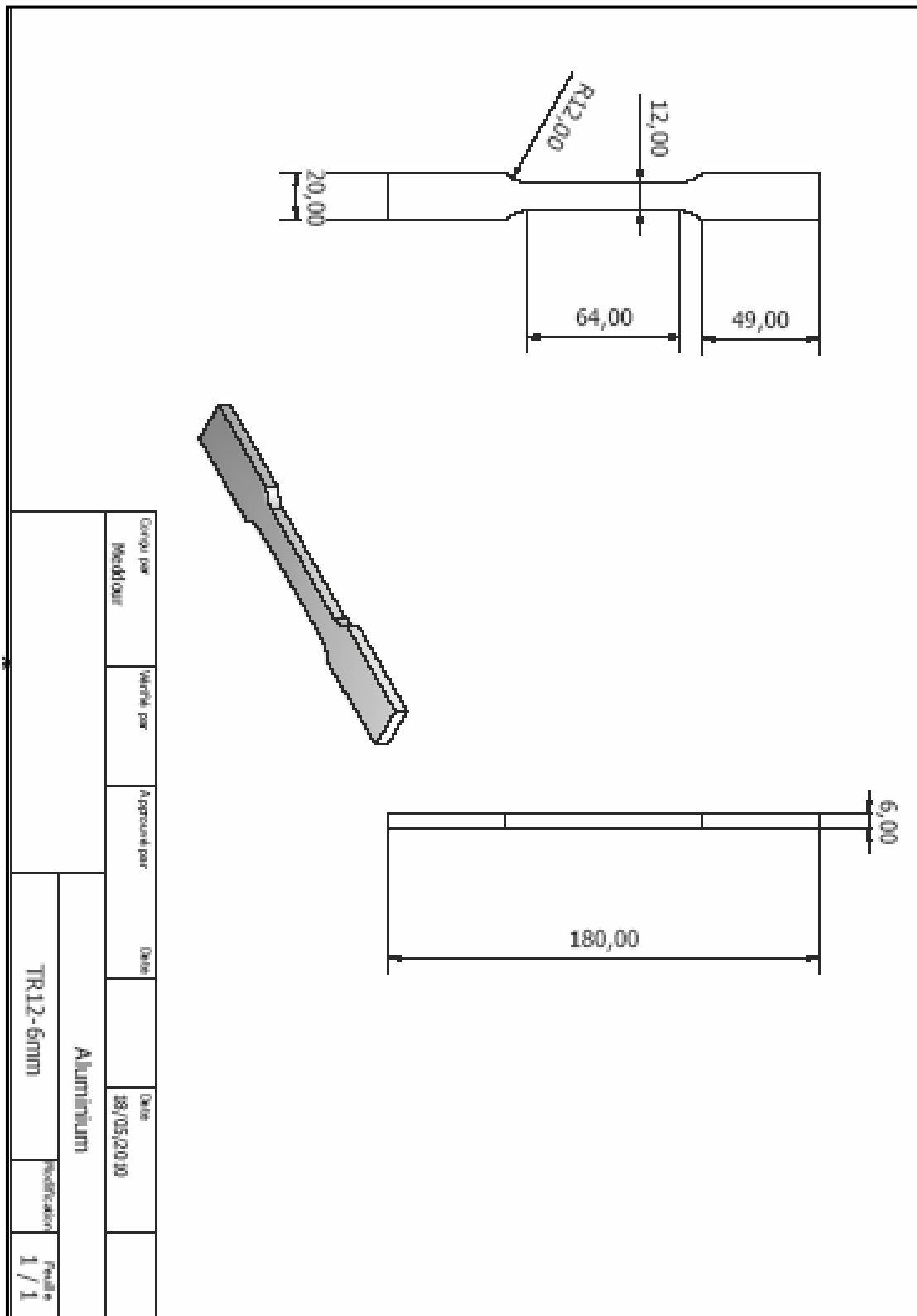


Figure 46. Eprouvtes de traction de type TR12 en alliage d'aluminium 2024 T351

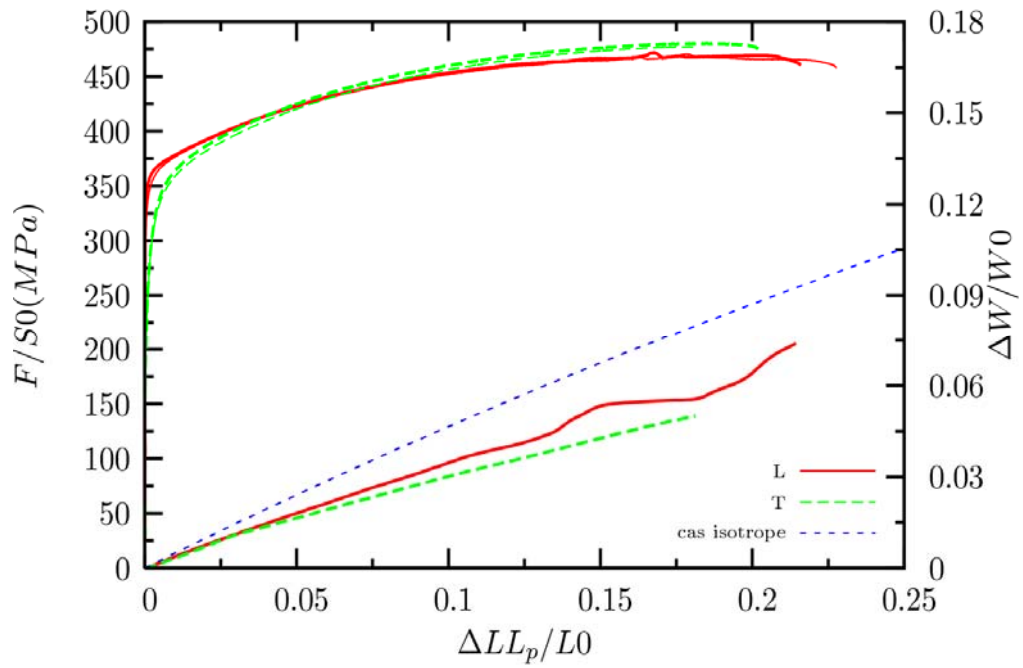


Figure 47. Courbe conventionnelle de traction de l'alliage d'aluminium 2024 T351

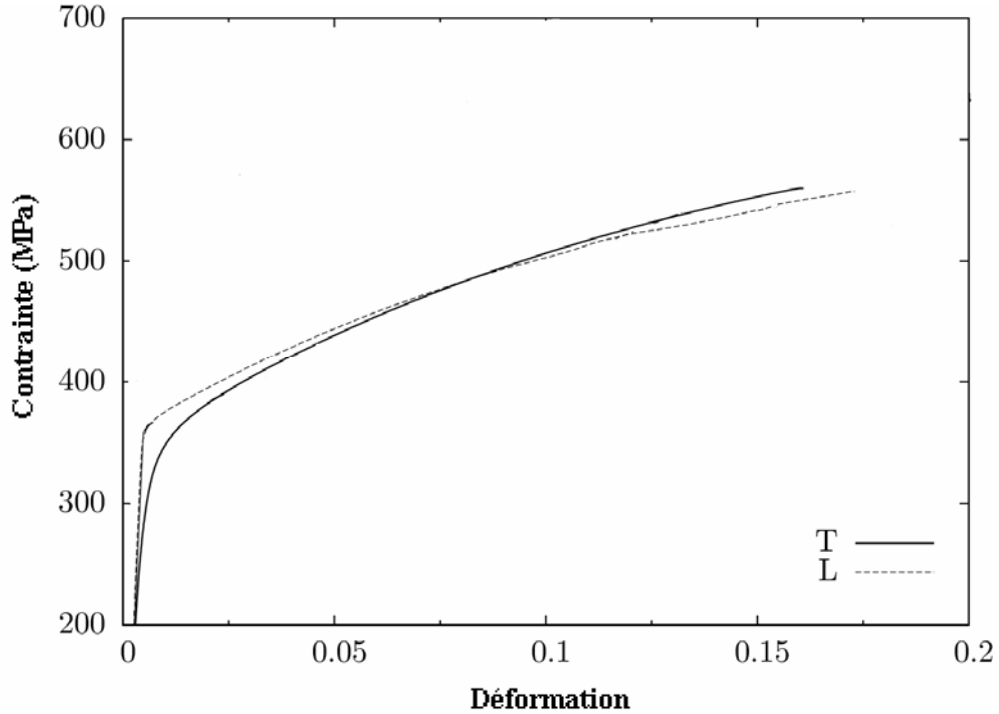


Figure 48. Courbes rationnelles de traction de l'alliage d'aluminium 2024 T351

L'analyse métallographique de l'alliage 2024 T351 a révélé que la taille des grains est importante ($620 \times 270 \times 350 \mu\text{m}^3$). La microstructure de ce matériau suivant les orientations (T-S) et (L-S) et (T-L) sont données par la figure 49(a, b, c).

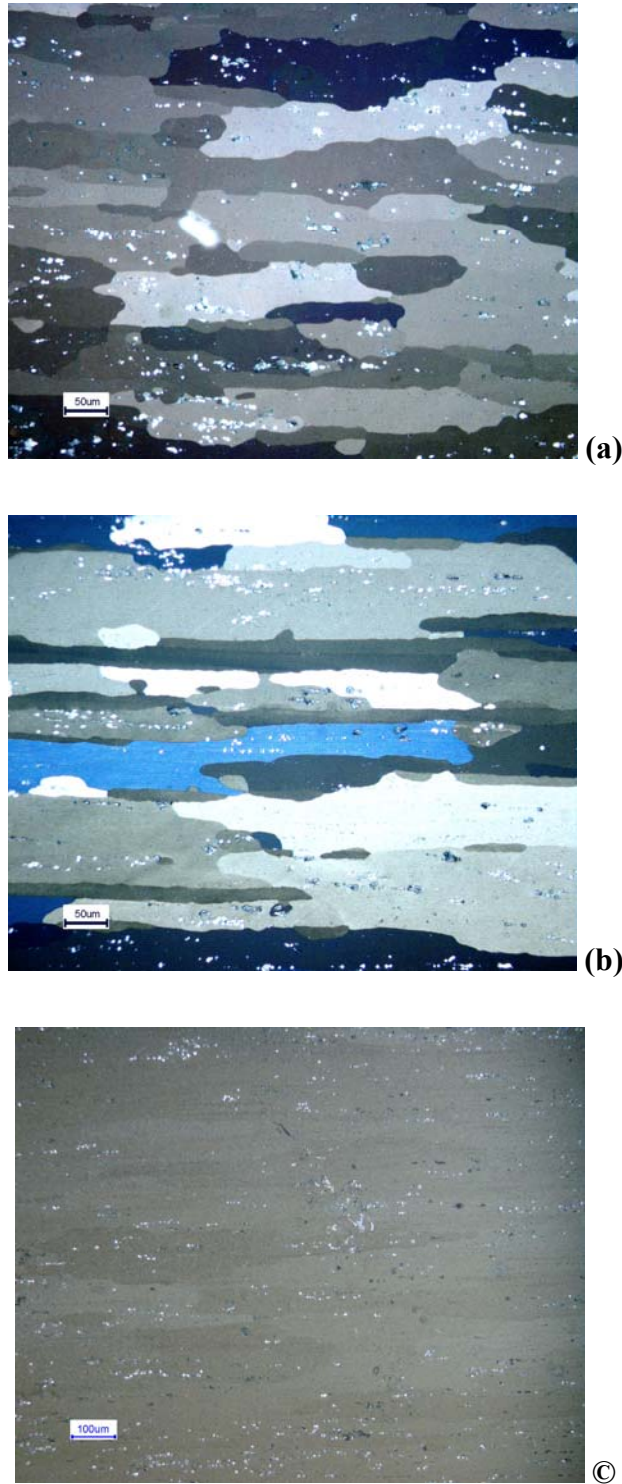


Figure 49. Microstructure de l'alliage 2024 T351 (a) sens T-S, (b) sens L-S, (c) sens T-L

II. ESSAIS DE FISSURATION PAR FATIGUE

Les essais de fissuration par fatigue ont été conduits sur des éprouvettes de type Charpy (figures 50) avec une orientation (T-S) où l'entaille a été usinée dans le sens S (suivant l'épaisseur de la tôle). Les dimensions des éprouvettes d'essai de fatigue sont résumées sur le tableau 6.

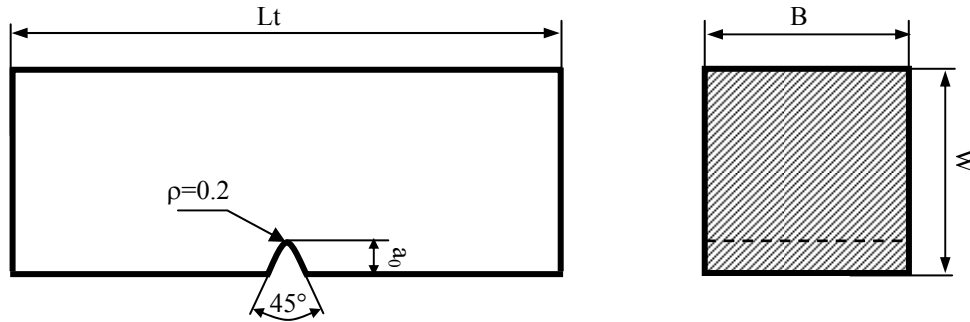


Figure 50. Géométrie des éprouvettes de fissuration

Tableau 6 : Dimensions des éprouvettes (mm)

Eprouvettes	L _t	W	B	a ₀
Essais de fatigue (effet de rapport de Charge)	64	10	10	2
Essais de fatigue (effets des contraintes résiduelles)	80	20	15	0.20

Afin de détecter l'amorçage et le suivi de la fissure, un polissage a été effectué sur les faces avant et arrière de propagation de la fissure. Ce polissage a permis d'éliminer les rayures en surface. La figure 51(a) représente le modèle en flexion quatre points et la figure 51(b) présente la rupture final d'une éprouvette en flexion quatre points. Le facteur d'intensité de contrainte pour K pour cette géométrie est donné par la relation (60) [126].

$$K = \frac{3P.l\sqrt{\pi a}}{B.W^2} \cdot f(a/w) \quad (60)$$

où : $f(a/w) = 1.122 - 1.4(a/w) + 7.33(a/w)^2 - 13.08(a/w)^3 + 14(a/w)^4$

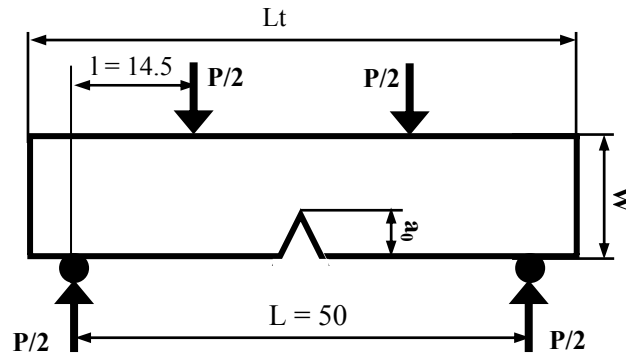


Figure 51.a : Géométrie et dimension spécifique du montage

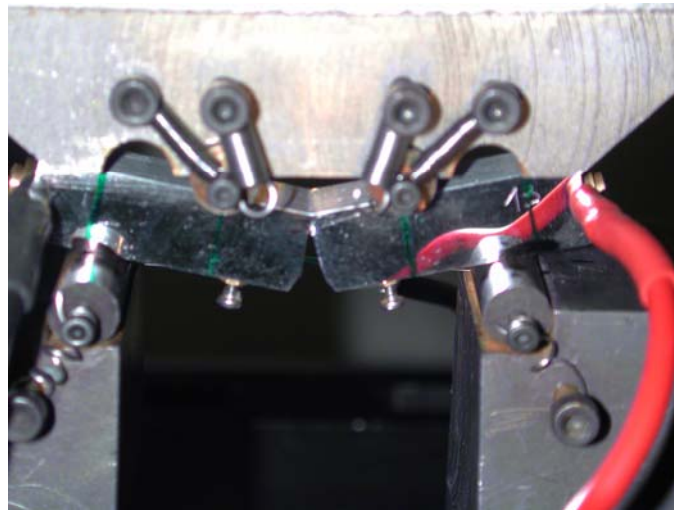


Figure 51.b : Montage réel en fin de rupture de l'éprouvette en flexion quatre point

Avec : $K(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$: Facteur d'intensité de contrainte

P (KN) : Chargement appliqué

B : Epaisseur de l'éprouvette.

W : Hauteur de l'éprouvette.

a : Longueur de la fissure

$f(a/W)$: Fonction de calibration lié à la géométrie de l'éprouvette.

Les essais de fatigue ont été menés à amplitude constante à température ambiante (23 °C) avec une fréquence de 10 Hz sur une machine servo-hydraulique, « MTS 810 » de capacité 100 KN asservie en charge (figure 52). La sollicitation appliquée varie périodiquement (forme sinusoïdale). Le cycle de contrainte se caractérise par une amplitude de contrainte σ_a et une contrainte moyenne σ_m (figure 53). On définit le rapport de charge $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = P_{\min} / P_{\max}$ et l'étendue de variation de la contrainte appliquée $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ ($\Delta P = P_{\max} - P_{\min}$).

La préfissuration en fatigue permet de créer une fissure droite (choix de l'orientation cristallographique de l'éprouvette) d'une taille adéquate pour mener ensuite l'essai de propagation de fissures à amplitude constant. La préfissuration est réalisé à ΔK décroissant (afin de limiter la taille de la zone plastique en pointe de la fissure) et ce jusqu'à obtenir un front d'avancée de fissure qui soit droit. La phase de prefissuration sera investigué dans le but de déterminer la durée de vie à l'initiation sous différentes conditions de chargement. Durant la phase de préfissuration on peut remarquer des effets de bifurcation dus principalement à la plasticité induite par l'entaille (figure 54). Il faut atteindre une longueur de fissuration d'un ou plusieurs millimètres avant que cette dernière se redresse et devienne alors perpendiculaire à la direction de sollicitation.

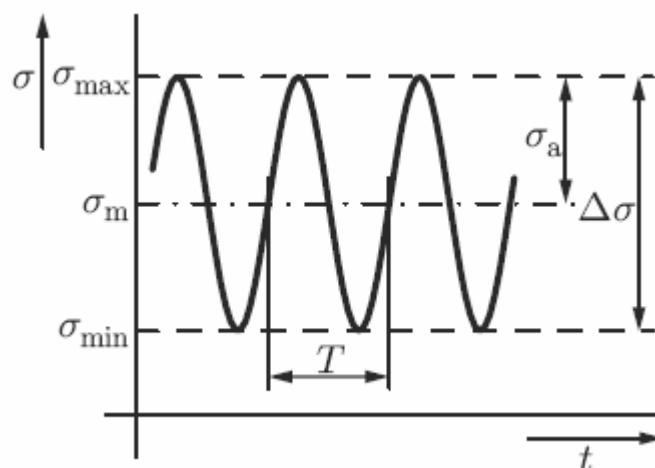


Figure 53. Cycle de chargement

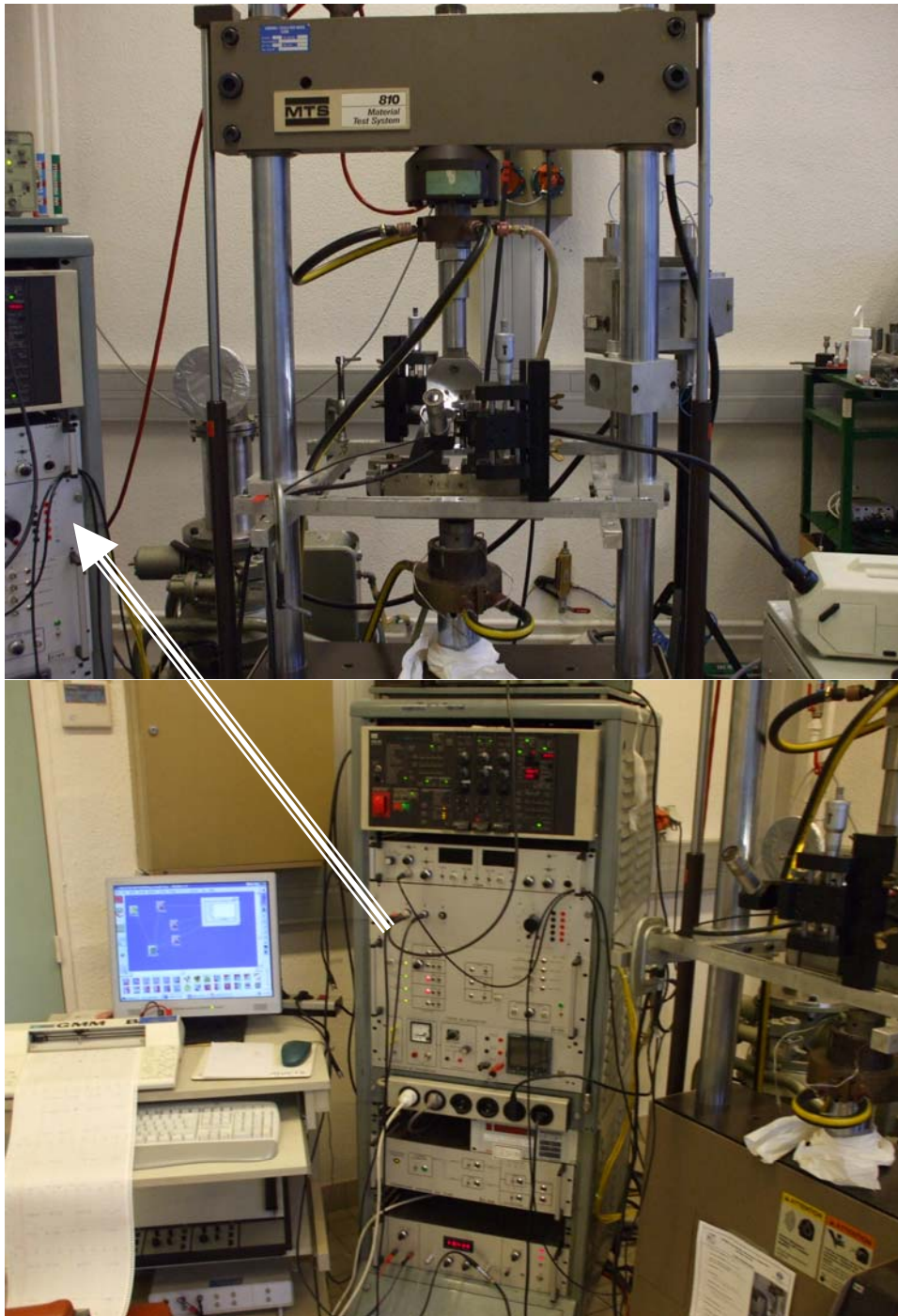


Figure 52. Machine servo-hydraulique MTS 810 pour essais de fatigue

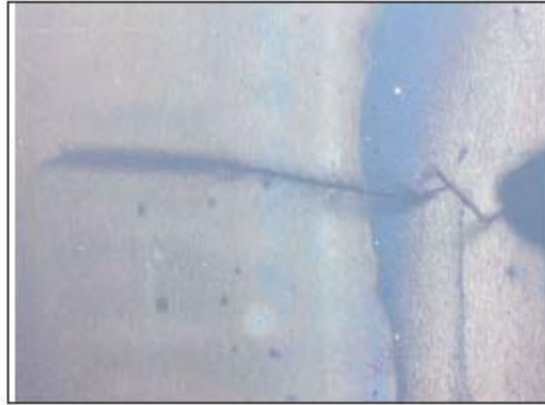


Figure 54. Exemple de préfissuration avec bifurcations de fissures

Au cours de la fissuration le couple (a, N) a été relevé pour les différents niveaux de chargement. Durant la fissuration à amplitude constante, la longueur moyenne de la fissure de la face avant et la face arrière a été utilisée pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte. La vitesse de fissuration au point $a_{i(\text{moy})}$ est donnée par :

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (61)$$

La fissuration à amplitude constante a fait l'objet de plusieurs essais pour un rapport de charge constant ($R = 0.1$) à amplitude variable et à une fréquence de 10 Hz. La détection de l'amorçage et le suivi de la fissuration a été faite par un binoculaire à déplacement micrométrique (suivi optique).

I. EFFET DE L'AMPLITUDE CHARGEMENT SUR LA DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE

Le tableau 7 résume les durées de vie à l'initiation pour une longueur de fissure comprise entre 170 μm et 180 μm . Les longueurs considérées sont dans l'ordre de la taille moyenne des grains voir inférieurs. Les cycles de chargements appliqués caractériser par l'amplitude de chargement ΔP jusqu'à rupture finale sont montrés par la figure 55 Il est à noter que la durée de vie à l'initiation diminue avec l'augmentation de l'amplitude chargement pour un même ordre de grandeur de la longueur détectée. Le passage d'une amplitude de chargement ΔP de 2.48 KN à 2.98 KN a fait diminuer le nombre de cycle de 22000 cycles à 12800 cycles. Cela représente un taux de diminution de 1.72 fois. Selon le chargement appliqué jusqu'à rupture (figure 55), les durées de vie à l'initiation sont négligeable où leur pourcentage varie de 3% à 6.6 %. Ce taux d'initiation est affecté par l'amplitude de chargement importante. La grandeur des résultats a été confirmée par Ranganathan et al. [54] sous un chargement important (3%).

La variation du nombre de cycle à l'amorçage en fonction de l'amplitude de chargement est donnée par la figure 56. Cette évolution est approximée par une fonction de second ordre (équation 62). Elle couvre le domaine de 10^3 à 10^4 cycles.

$$N_i = (5.123 \Delta P^2 - 46.4 \Delta P + 105.6) \times 10^3 \quad (62)$$

Tableau 7: Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie à l'amorçage Ni à R=0.1

N° essai	P_{max} (KN)	ΔP (KN)	V_0	V	a_i (μm)	N_i	N_f
1 (Ep1)	2.755	2.480	0.850	0.854	175	22000	455000
2 (Ep2)	3.310	2.980	0.796	0.800	170	12800	194500
3 (Ep3)	3.990	3.591	0.667	0.668	180	3000	163530

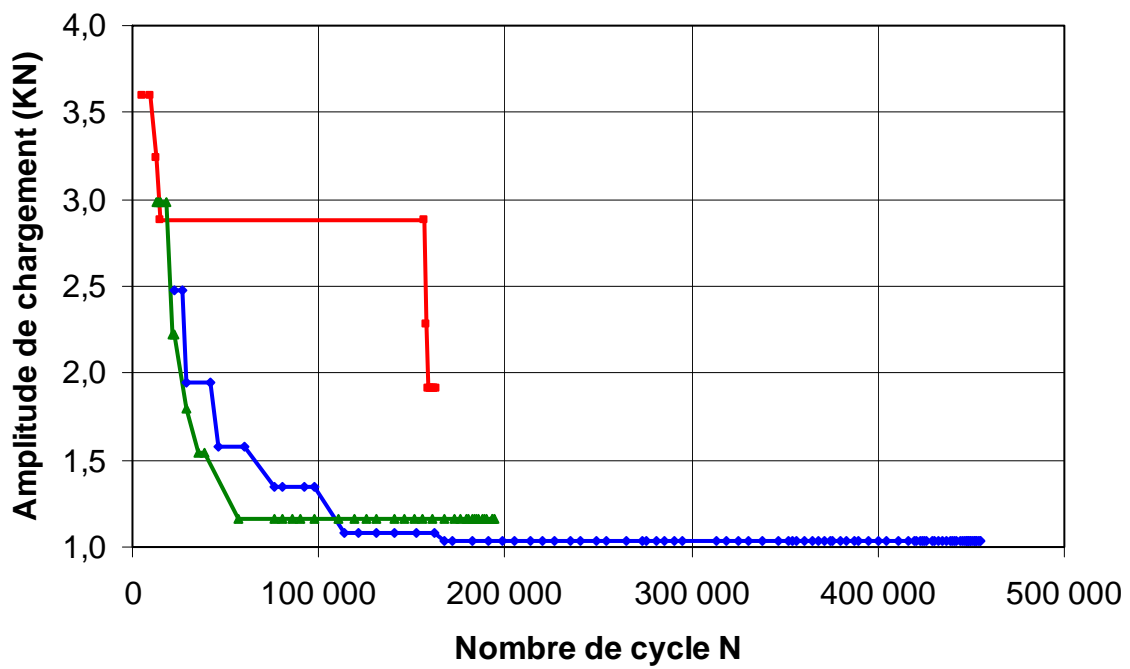


Figure 55. Evolution des amplitudes de chargement durant les essais de fissuration

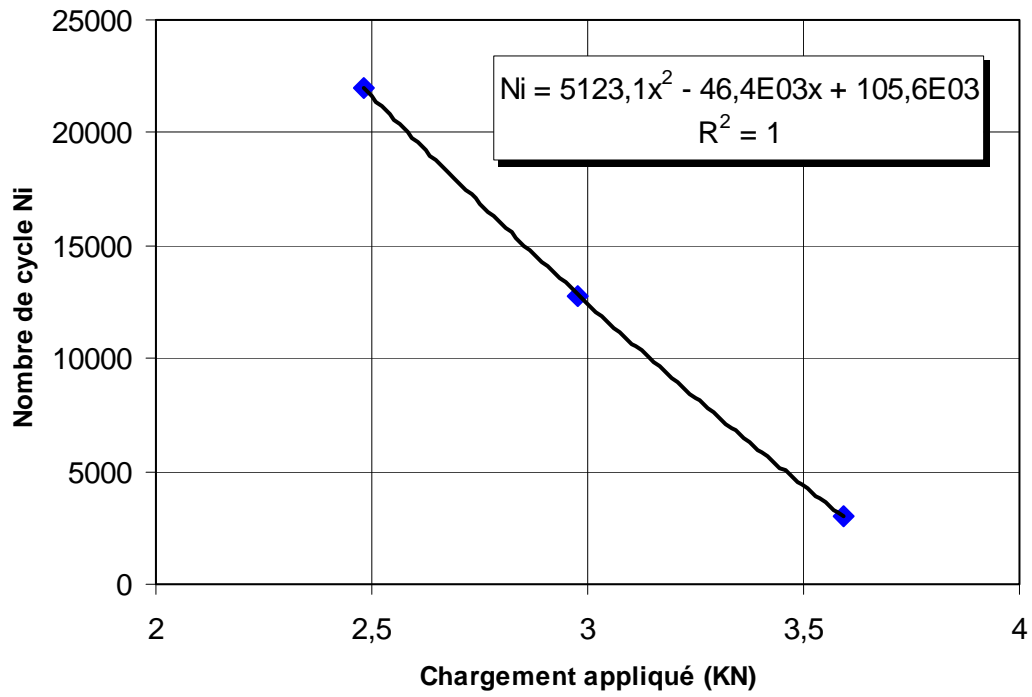


Figure 56. Evolution du nombre de cycle à l'amorçage en fonction de ΔP

II. DISTRIBUTION DES CONTRIANTES AU NIVEAU DES ENTAILLES

II. 1. Calcul analytique

Le calcul analytique est établie en utilisant la formulation de Creager [127] qui donne le champ de contrainte au voisinage du fond d'une entaille hyperbolique chargé en traction.

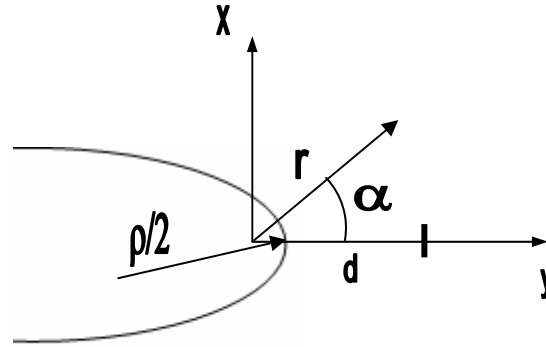


Figure 56. Système de coordonnées appliqué pour le calcul des contraintes en fond d'entaille

En mode d'ouverture (mode I), les équations de Creager sont données par :

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi.r}} \cos \frac{\alpha}{2} \left[1 + \sin \frac{\alpha}{2} \sin \frac{3\alpha}{2} \right] + \frac{K_I}{\sqrt{2\pi.r}} \cdot \frac{\rho}{2.r} \cos \frac{3\alpha}{2} \\ \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi.r}} \cos \frac{\alpha}{2} \left[1 - \sin \frac{\alpha}{2} \sin \frac{3\alpha}{2} \right] - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi.r}} \cdot \frac{\rho}{2.r} \cos \frac{3\alpha}{2} \\ \tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi.r}} \sin \frac{\alpha}{2} \cos \frac{\alpha}{2} \cos \frac{3\alpha}{2} - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi.r}} \cdot \frac{\rho}{2.r} \sin \frac{3\alpha}{2} \end{cases} \quad (63)$$

K_I : est le facteur d'intensité de contrainte donné dans par [126] en assimilant l'entaille à une fissure. r et α sont les coordonnées cylindrique décalée de $\rho/2$ par rapport au fond d'entaille (figure 56).

On s'intéresse à la composante σ_{xx} pour $\alpha = 0$ donnée par l'équation 70 (contrainte d'ouverture dans le plan de fissuration).

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \left(d + \frac{\rho}{2} \right)}} \left[1 + \frac{\rho}{2 \left(d + \frac{\rho}{2} \right)} \right] \quad (70)$$

où le facteur d'intensité de contrainte K_t est donné par l'équation 60.

L'évolution de la contrainte σ_{xx} en fonction de la distance à fond d'entaille pour différents rayons d'entaille est représentée par les figures 57, 58 et 59 pour différents chargements. On remarque que les contraintes sont maximales au niveau de l'entaille ($d=0.0$). Le niveau de ses contraintes dépendant du rayon à fond d'entaille. Pour l'éprouvette 1 (tableau 7) où le chargement P est de l'ordre de 2,755 KN et à $\rho=0.1$ mm (figure 57), la contrainte à fond d'entaille est de 1016 MPa. Cette valeur diminue avec l'augmentation du rayon à fond d'entaille où la valeur de la contrainte pour $\rho=0.5$ est amenée à 455 MPa. La différence entre les différents profils des contraintes σ_{xx} pour les différents rayons à fond d'entaille s'atténue à partir d'une longueur de 0.16 mm (160 μm). Cette tendance de la distribution des contraintes a été confirmée par Mézière et al. [70] pour des éprouvettes Charpy en acier ferrito-perlétique.

La distribution des contraintes pour les éprouvettes « 2 » et « 3 » (figures 58 et 59) sous les chargements $P=3.31$ KN et 3.99 KN montre la même tendance que pour le chargement $P=2.755$ KN. Les contraintes à fond d'entaille sont augmentées respectivement à 1356 MPa et 1634 MPa. La figure 60 montre l'effet du chargement sur la concentration et la distribution des contraintes près de l'entaille pour un rayon à fond d'entaille $\rho=0.2$ mm. Une différence importante à fond d'entaille est constatée. Pour $P=3.99$ KN, la contrainte développée représente 1.45 fois la contrainte pour un chargement P de 2.755. Cette contrainte a pour effet la diminution de la durée de vie à l'amorçage et confirme la différence en durée de vie obtenue expérimentalement (tableau 7). Le facteur de concentration de contrainte K_t pour une éprouvette de section rectangulaire en flexion quatre pour un rayon à fond d'entaille $\rho=0.2$ est de l'ordre de 4.17 [70]. Cette valeur diminue avec l'augmentation du rayon à fond d'entaille.

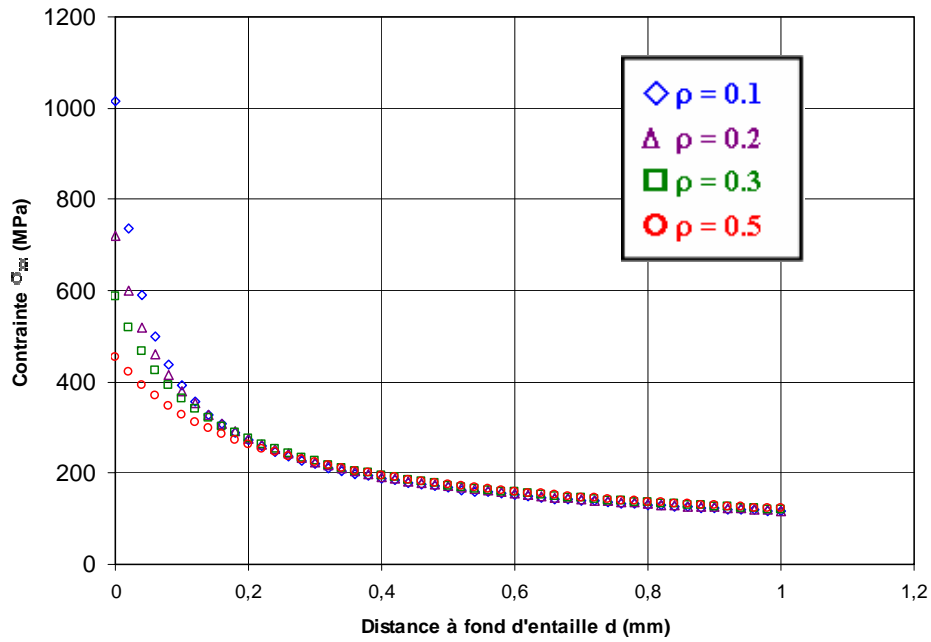


Figure 57. Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $P = 2.755$ KN

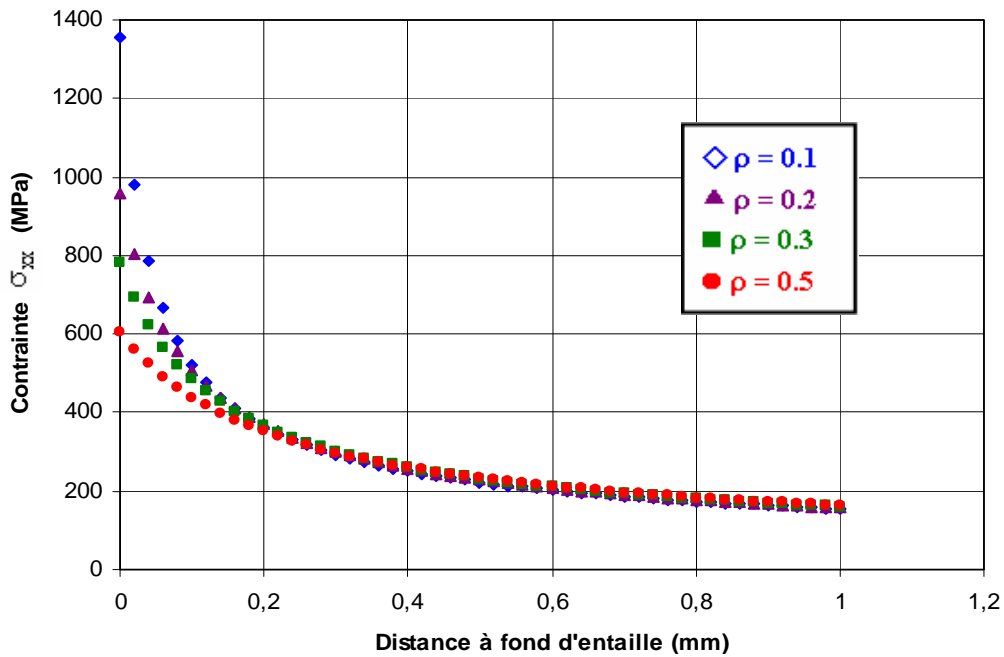


Figure 58. Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $P = 3.31$ KN

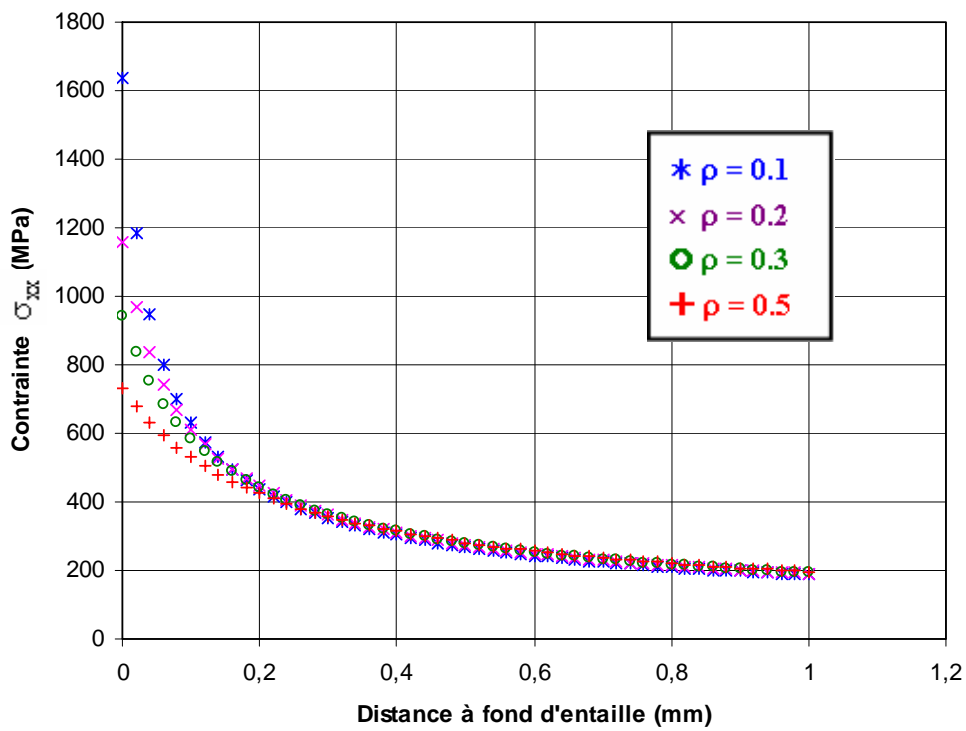


Figure 59. Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $P = 3.99$ KN

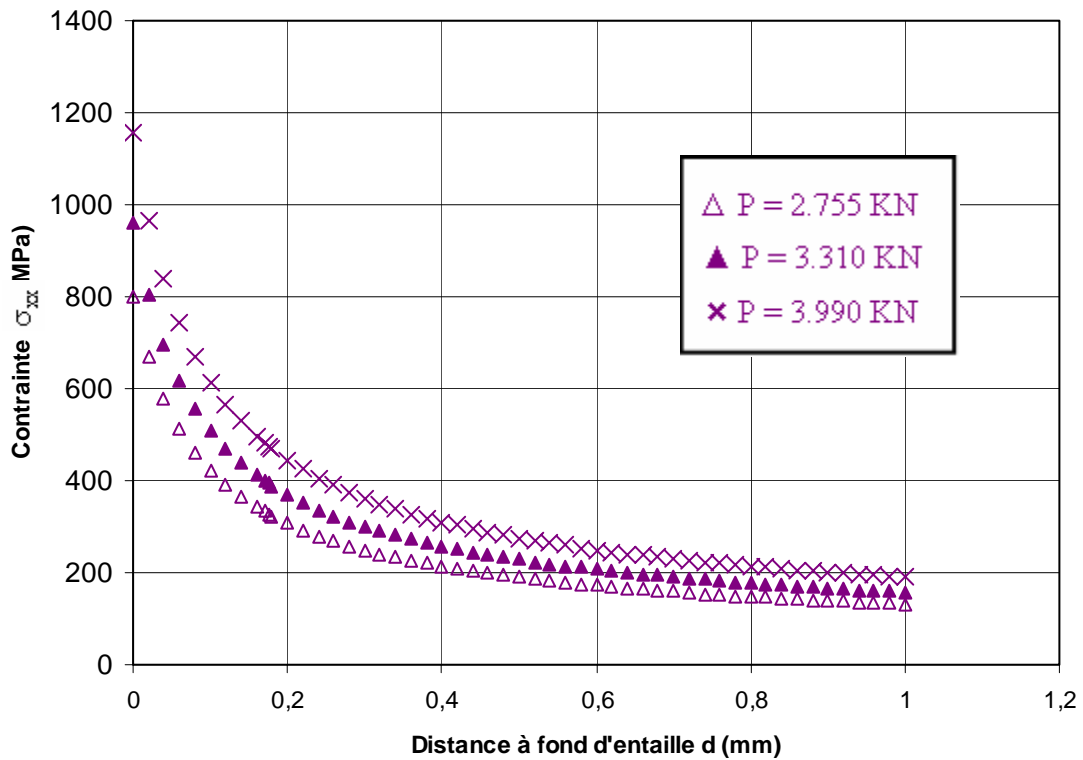


Figure 60. Effet des niveaux de chargement sur les profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $\rho = 0.2$ (Calcul analytique)

II. 2. Calcul numérique des contraintes à fond d'entaille

Les calculs des contraintes à fond d'entaille sont menés par le code ANSYS-11. Par symétrie de géométrie et de chargement, on a considéré que la moitié de l'éprouvette. Le maillage et les conditions de liaison et de chargement sont représentés sur la figure 61. La modélisation a été faite par éléments finis bidimensionnelles (Plane 82) en déformation plane. La figure 62 représente le détail du maillage au niveau de l'entaille pour $\rho=0.2$. La variation de la contrainte d'ouverture obtenue numériquement, σ_{xx} , dans le plan de l'entaille en fonction de la distance à la pointe de celle-ci pour un rayon $\rho=0.2$ et un chargement variable P (tableau 7), est représenté par la figure 63. La même tendance est obtenue par rapport aux résultats analytiques (figure 61), où l'écart en contrainte est important au niveau de la pointe de l'entaille (forte concentration de contrainte). Cet écart devient constant à partir d'une distance de 0.2 mm et diminue à partir de 0.4 mm. Pour la validation des résultats numériques, une comparaison par rapport aux résultats analytique est présenté par les figures 64, 65 et 66 pour les différents chargements à $\rho=0.2$. Une bonne corrélation est constatée entre les résultats numériques et les résultats analytiques. La grande différence est constatée au niveau de la pointe de l'entaille où l'erreur n'a pas dépassé 7.4%.

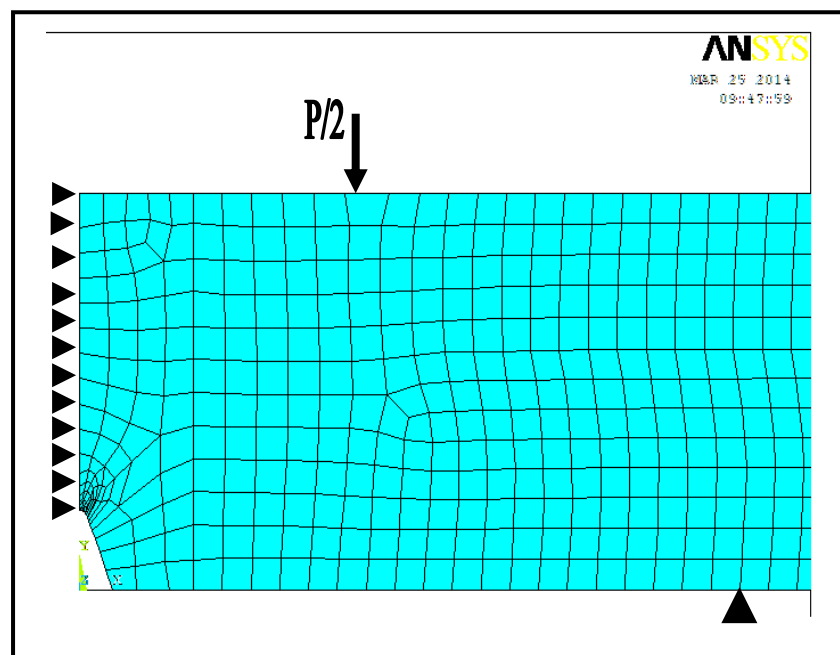


Figure 61. Maillage et condition de liaison et de chargement de l'éprouvette Charpy en flexion quatre points

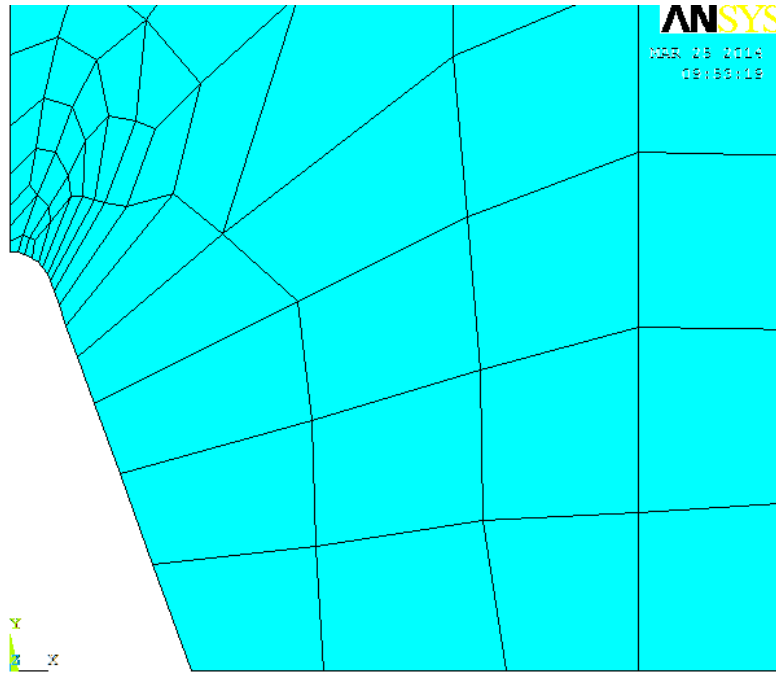


Figure 62. Maillage au niveau de l'entaille à $\rho=0.2$

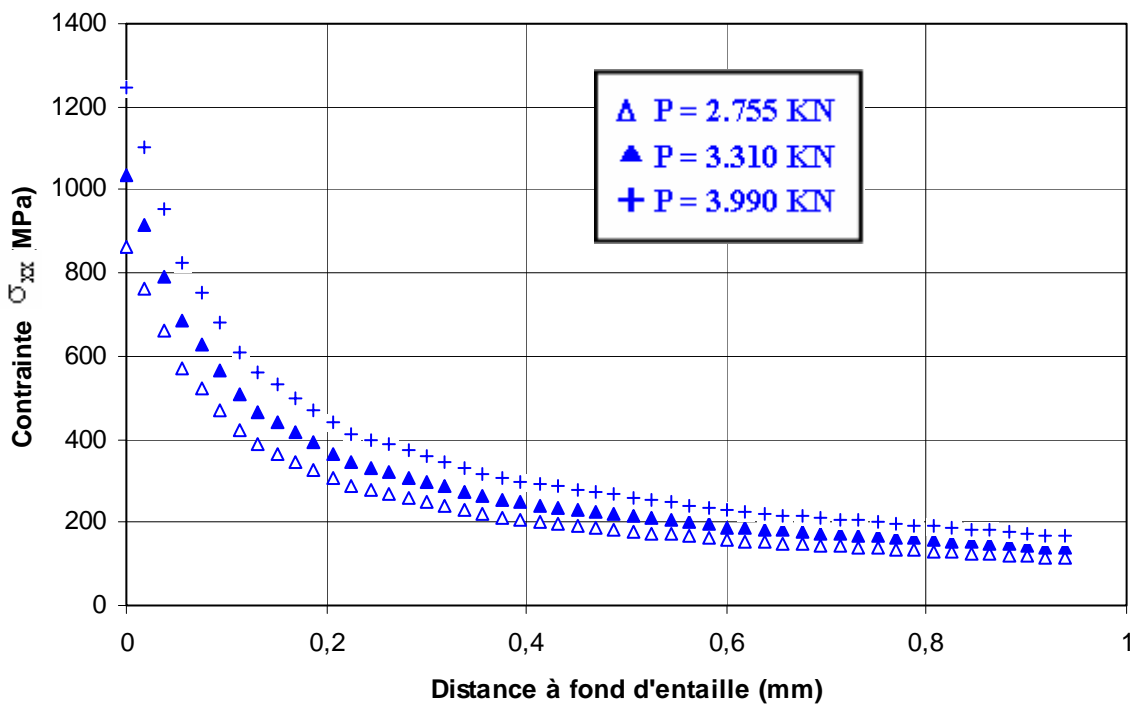


Figure 63. Effet des niveaux de chargement sur les profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $\rho = 0.2$ (Calcul numérique)

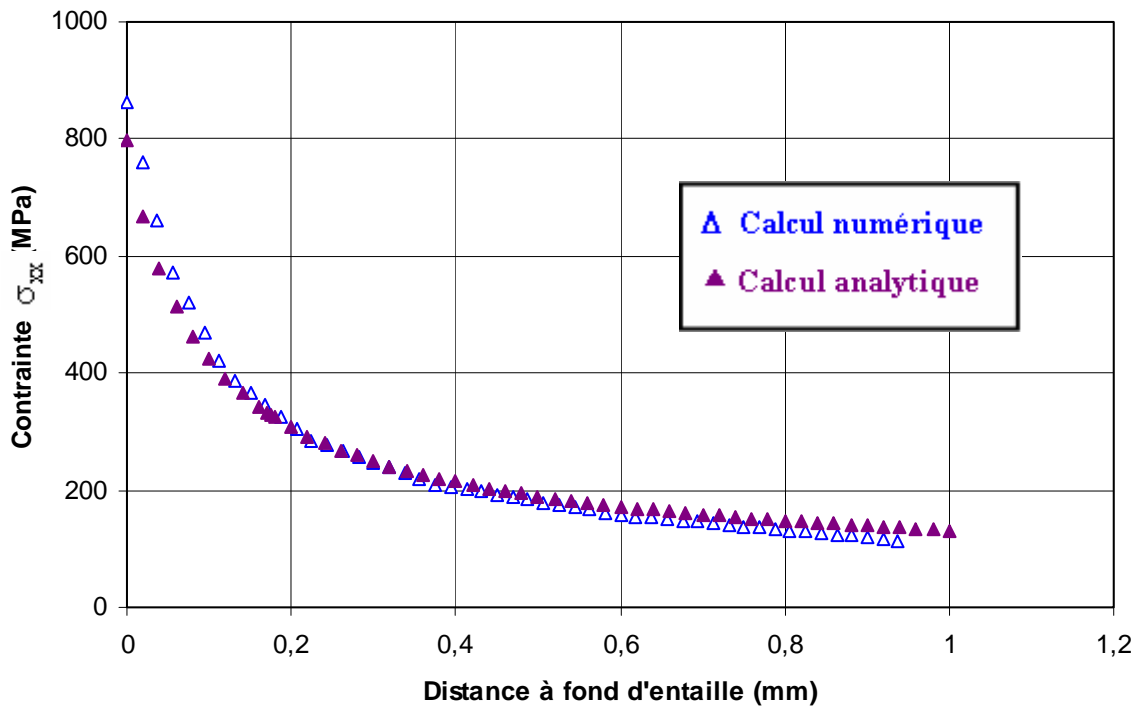


Figure 64. Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $\rho = 0.2$ et $P=2.755$ KN

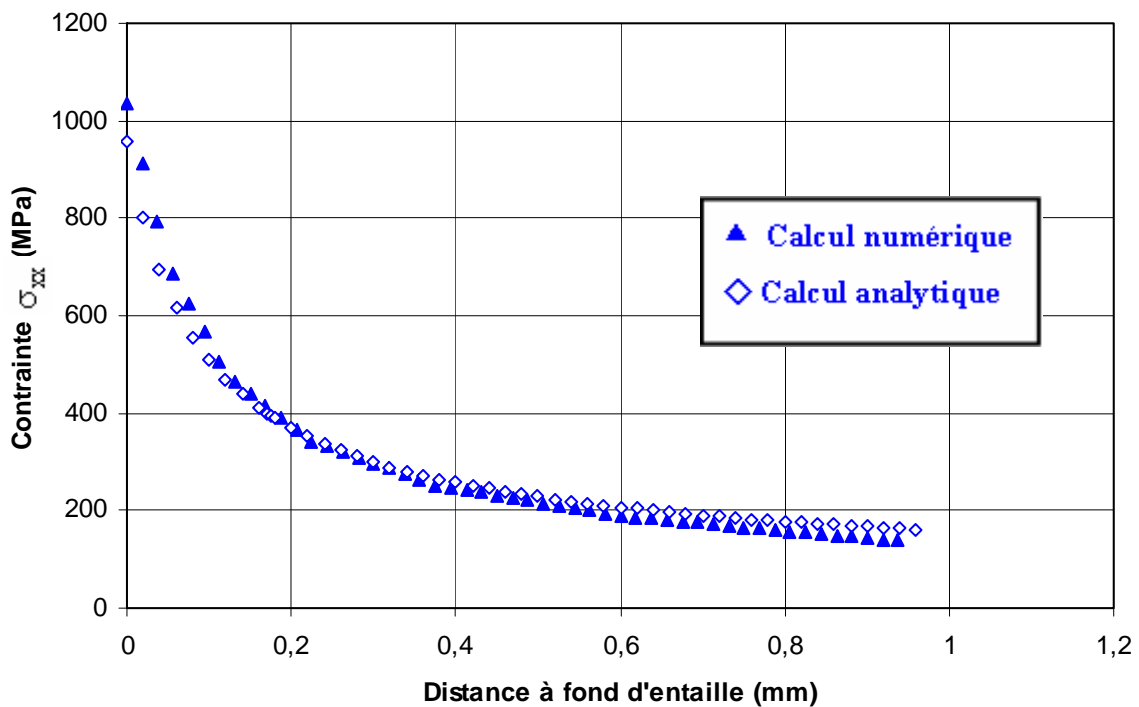


Figure 65. Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $\rho = 0.2$ et $P=3.31$ KN

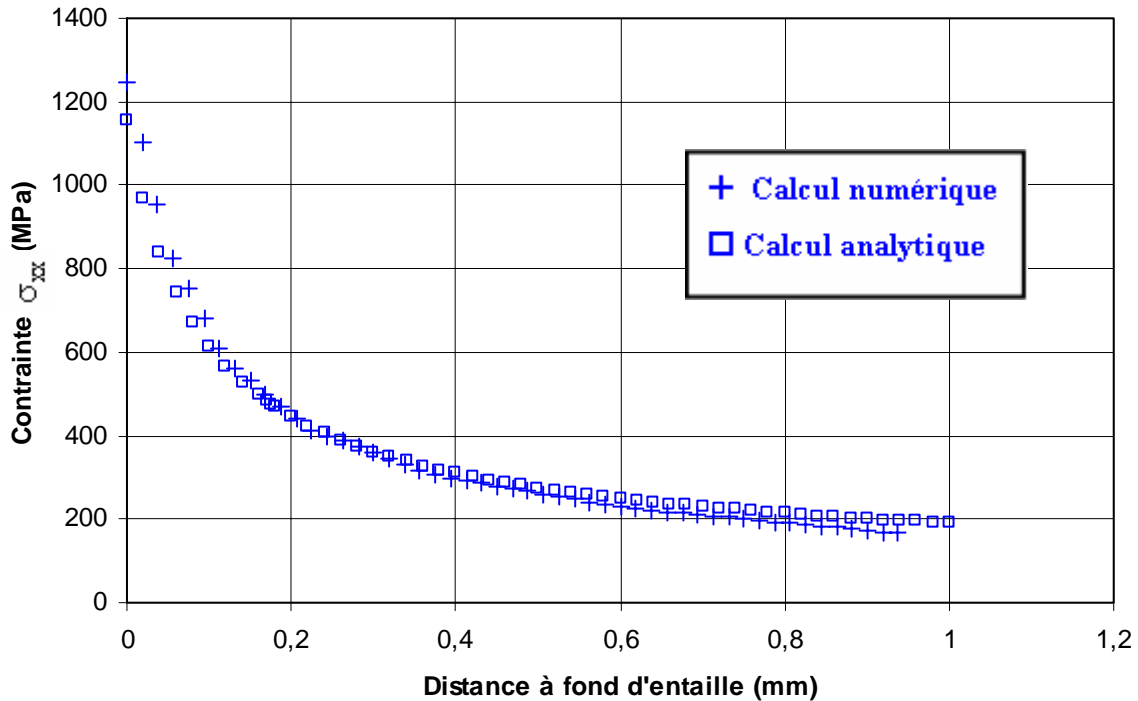


Figure 66. Profil des contraintes σ_{xx} au voisinage de l'entaille à $\rho = 0.2$ et $P=3.99$ KN

L'évaluation d'un critère d'amorçage à partir des nos résultats expérimentaux s'avère très difficile voir impossible vu le nombre d'essais effectués et les paramètres géométrique mis en essai (rayon à fond d'entaille). Une tentative est menée pour les résultats obtenus à une distance à fond d'entaille $d=175 \mu\text{m}$. Les résultats analytiques des contraintes d'ouvertures σ_{xx} sont considérés pour les courbes donnant la loi d'amorçage. La courbe donnant la contrainte σ_{xx} en fonction de N_I à la distance $d \approx 175 \mu\text{m}$ est présentée par la figure 67. La loi d'amorçage ainsi obtenue est donnée par l'équation 71 où σ_{xx} est exprimé en MPa et N_I en cycles. La loi obtenue reste valable pour des nombres de cycles à amorçage comprise entre 1×10^3 et 3×10^4 cycles.

$$\sigma_{xx} = 2761.1(N_I)^{-0.209} \quad (71)$$

Il est a noté que les résultats obtenus sont en bonne concordance avec ceux de la littérature pour le même matériau et restent dans le domaine de validité des résultats d'essais d'endurance pour le même matériau.

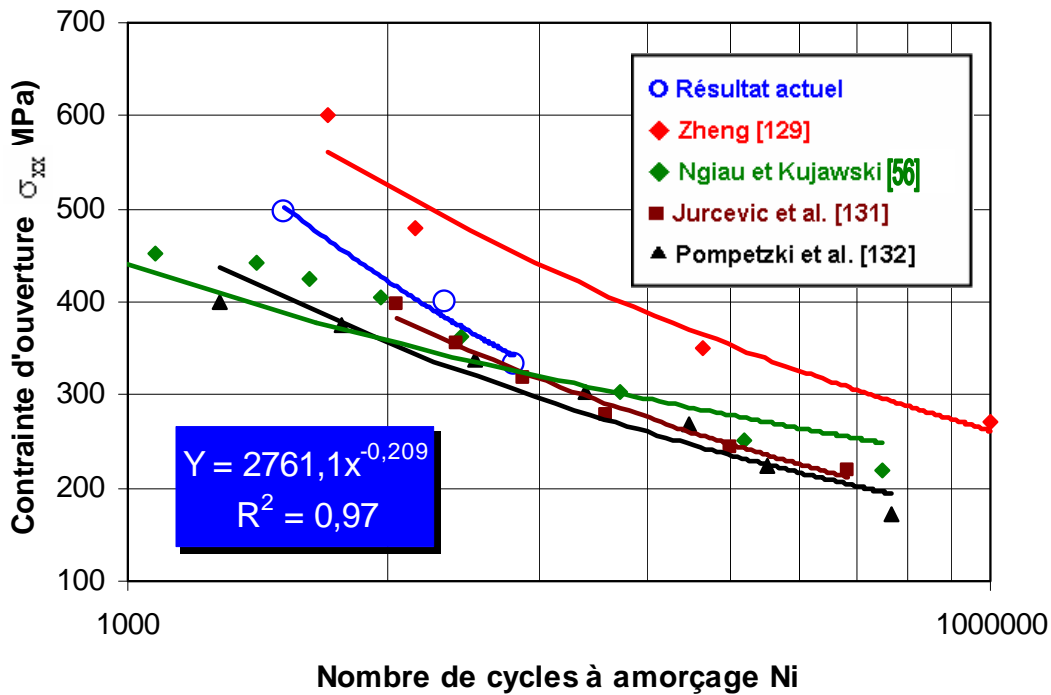


Figure 67. Critère d'amorçage pour l'alliage d'aluminium 2024 T351 à R=0.1

II. EFFET DU RAPPORT DE CHARGE SUR L'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE

Le tableau 8 résume les durées de vie à l'initiation pour une longueur de fissure comprise entre 105 et 120 μm sous l'effet du rapport de charge. Les longueurs considérées restent toujours inférieures à la taille moyenne des grains. Les cycles de chargements appliqués caractérisés par l'amplitude de chargement ΔP jusqu'à rupture finale sont montrés par la figure 68. Il est remarqué que la durée de vie à l'initiation augmente avec l'augmentation du rapport de charge (c.a.d. diminution de l'amplitude de chargement ΔP). Le passage de R=0.1 à R=0.3 représente une diminution d'amplitude de chargement de $\Delta P=2.727$ KN à 1.928 KN et a fait augmenter la durée de vie à l'initiation de 15400 cycles à 37800 cycles. Cette différence représente un taux de diminution de 2.45 fois.

L'évolution du nombre de cycle à l'amorçage en fonction du rapport de charge est présentée par la figure 69. Cette évolution est approximée par une fonction exponentielle donnée par l'équation 72. Cette évolution est approximée par une fonction de second ordre (équation 68). Elle couvre le domaine de 10^3 à 10^4 cycles. La figure 70 montre la variation du nombre de cycle en fonction de l'amplitude de chargement ($P_{max}-P_{min}$) pour différents rapports de charge. Les résultats obtenus, confirment les conclusions présentées à la section précédente (effet d'amplitude de chargement). L'évolution du nombre de cycle en fonction de l'amplitude de chargement est approximé par une fonction exponentielle (équation 73).

Durant la phase d'amorçage, l'examen sur MEB réalisé par Benachour [124], sous les conditions de chargement appliquées des éprouvettes rompues, a révélé la présence de ruptures cristallographique et de fissures secondaires (figures 71).

$$N_i = 9812.3 \text{EXP}(4.49 \times R) \quad (72)$$

$$N_i = 2.89 \times 10^5 \text{EXP}(-1.089(P_{max} - P_{min})) \quad (73)$$

Tableau 8: Effet de l'amplitude de chargement sur le nombre de cycle à l'amorçage N_i

N° essai	R	P_{max} (KN)	ΔP (KN)	V_0	V	a_i (μm)	N_i	N_f
1 (Ep 1)	0.1	2.755	2.727	0.292	0.296	115	15400	382000
2 (Ep 2)	0.2	2.755	2.203	0.313	0.317	105	24000	569500
3 (Ep 3)	0.3	2.755	1.928	0.385	0.388	120	37800	547000

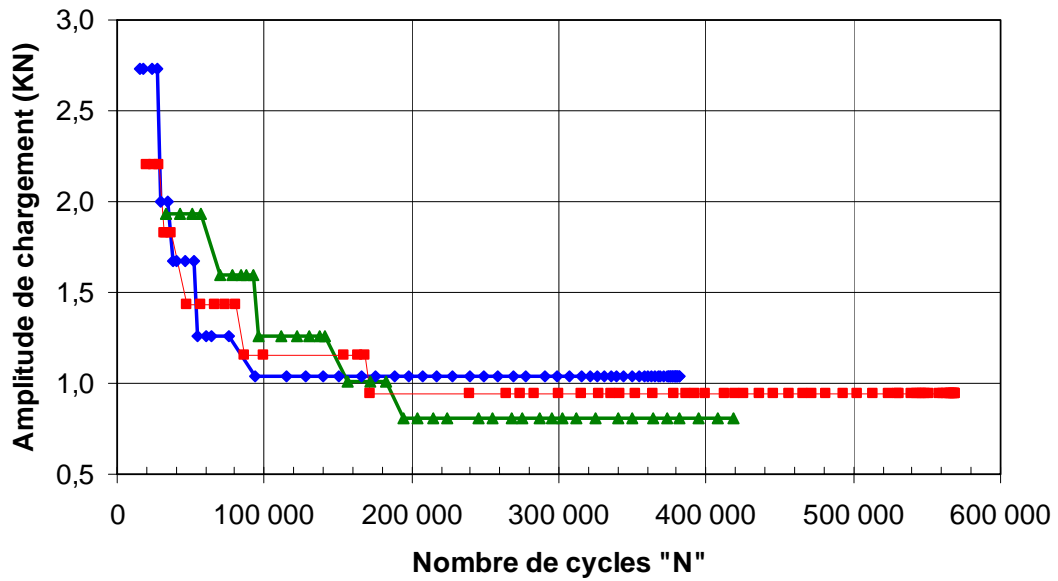


Figure 68. Evolution des amplitudes de chargement à R variables

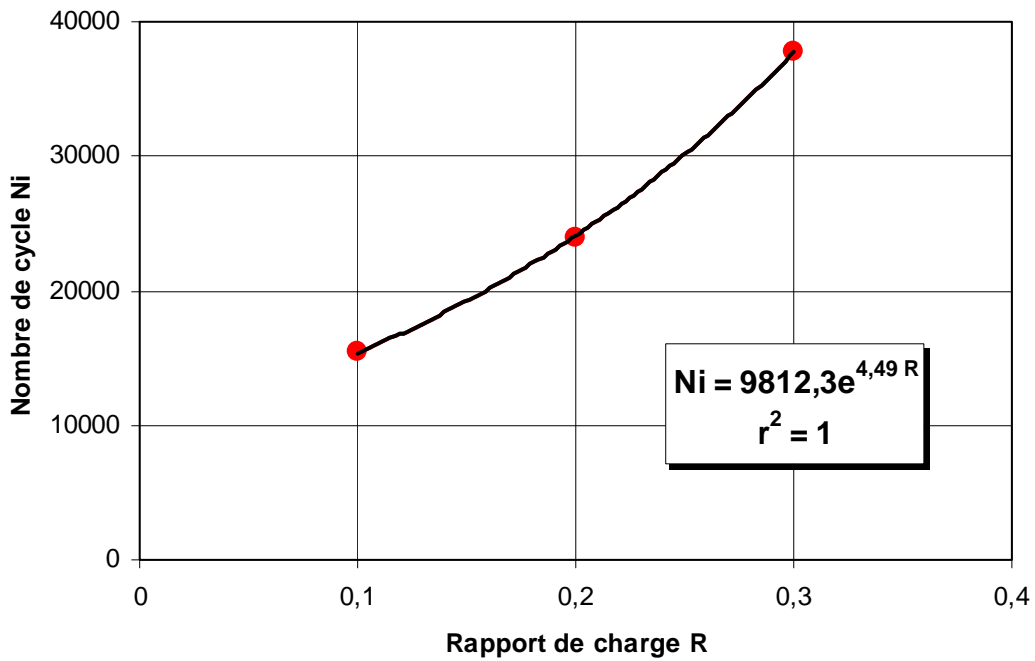


Figure 69. Effet du rapport de charge sur la durée de vie à l'initiation du 2024 T351

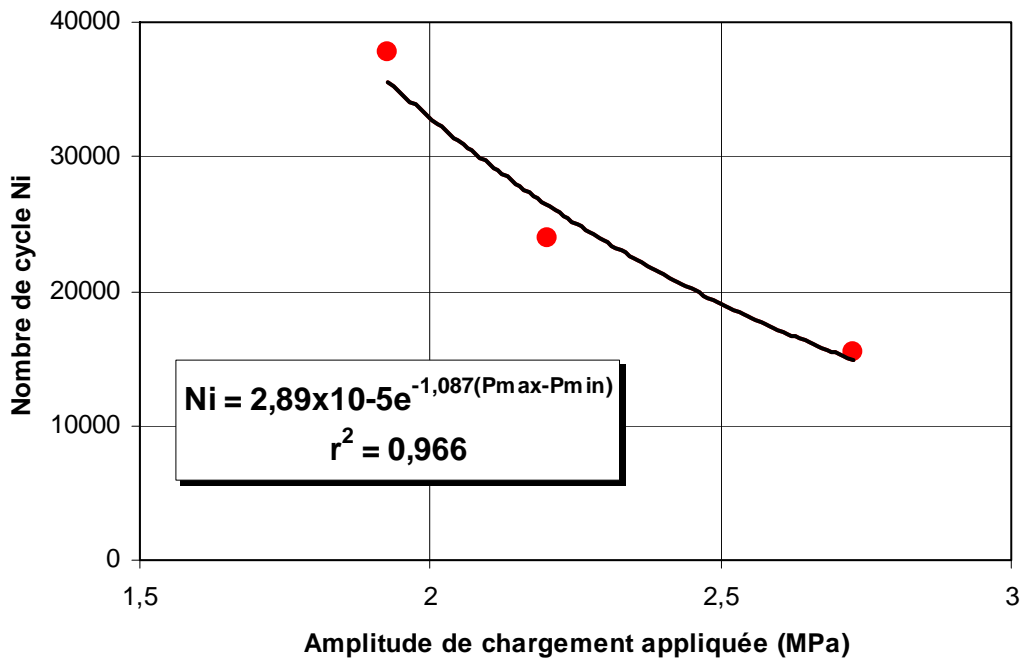


Figure 70. Evolution du nombre de cycle à l'amorçage en fonction de ΔP

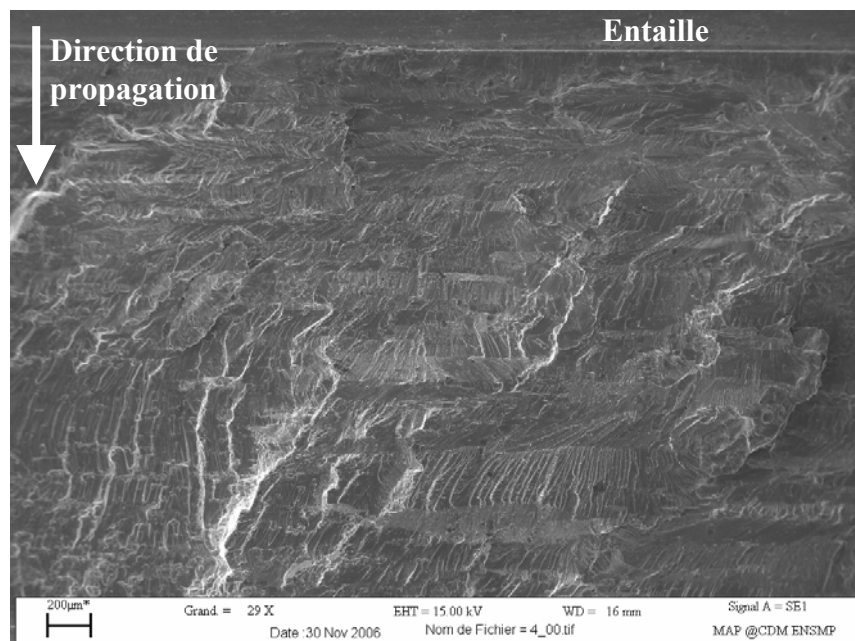


Figure 71. Faciès de rupture par fatigue en phase d'amorçage à $R = 0.1$ [124]

III. EFFET DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR LA DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE DES FISSURES DE FATIGUE

III.1. Contraintes résiduelles par préchargements

Compte tenu de l'importance des contraintes résiduelles, la caractérisation appropriée de leurs grandeurs et leurs effets sur l'initiation et la propagation de fissures de fatigue sont essentiels.

Comme cité plus haut, il existe différentes méthodes pour introduire intentionnellement les contraintes résiduelles. Dans la présente étude on a opté pour la méthode de préchargements mécanique en flexion quatre points. La distribution des contraintes résiduelles est schématisée par la figure 72. Les contraintes résiduelles sont obtenues par superposition des contraintes dues au chargement plastique et des contraintes de déchargement dont le moment de flexion est supérieur à un moment élastique M_e , tel que $\sigma_Y = \frac{M_Y \cdot h}{I}$. Une plastification apparaît lors du chargement en peau au point A en traction et en compression au point B avec un noyau élastique. Le déchargement élastique génère des contraintes résiduelles de compression sur la paroi A et de traction sur la paroi B.

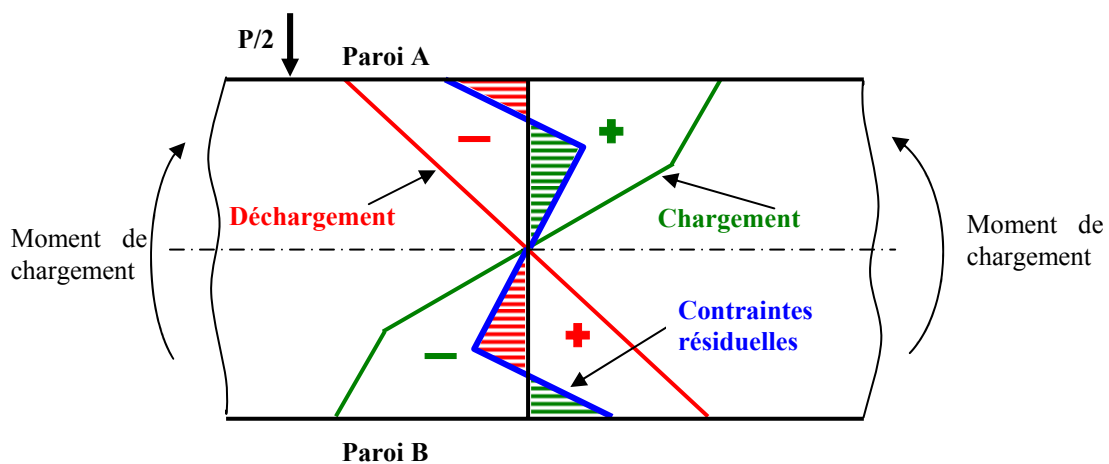


Figure 72. Profil des contraintes résiduelles par préchargement en flexion

Pour un matériau élastique parfaitement plastique (figure 73) la distribution des contraintes résiduelles est donnée par l'équation 74 ([124] annexe2).

$$\begin{cases} \text{he} \leq y \leq \text{he} & \sigma_r = \sigma_y \cdot \frac{y}{\text{he}} - \frac{3M_a}{2bh^3} \cdot y \\ y \leq Y \leq \text{he} & \sigma_r = \sigma_y - \frac{3M_a}{2bh^3} \cdot y \\ y \leq \bar{Y} \leq \text{he} & \sigma_r = -\sigma_y - \frac{3M_a}{2bh^3} \cdot y \end{cases} \quad (74)$$

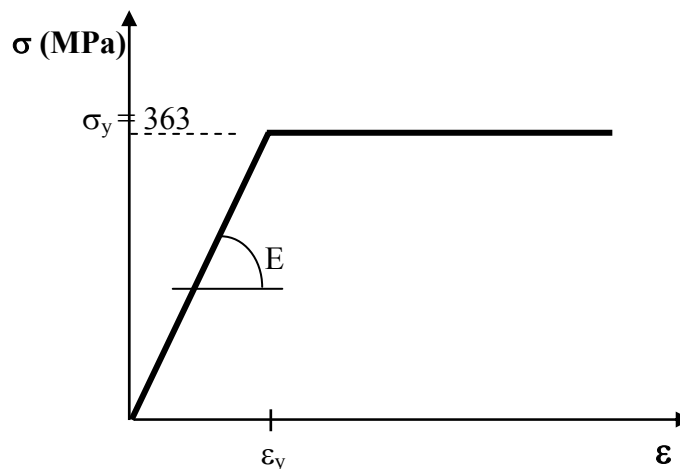


Figure 73. Courbe contrainte/déformation pour un matériau élastique parfaitement plastique (2024 T351)

Les champs de contraintes résiduelles déterminés analytiquement pour trois niveaux de plastification ($\alpha = \sigma_p / \sigma_Y$) sont représentés sur la figure 74 pour une section de 20×15 (mm²) (Tableau 9). Les niveaux de plastification sont respectivement 1.15, 1.25 et 1.40. On remarque une symétrie en valeurs absolues des contraintes résiduelles (champ en traction et en compression).

La distribution analytique des champs des contraintes résiduelles a permis de déterminer les charges à appliquer expérimentalement sur les éprouvettes à tester en fatigue en présence de ces contraintes. La figure 75 présente les séquences de chargements expérimentales pour les différentes charges appliquées P (équation 75), déterminées en fonction des niveaux de préchargements α_i .

$$P = \frac{2.M_a}{l} = 2.\alpha \frac{M_e}{l} \quad (75)$$

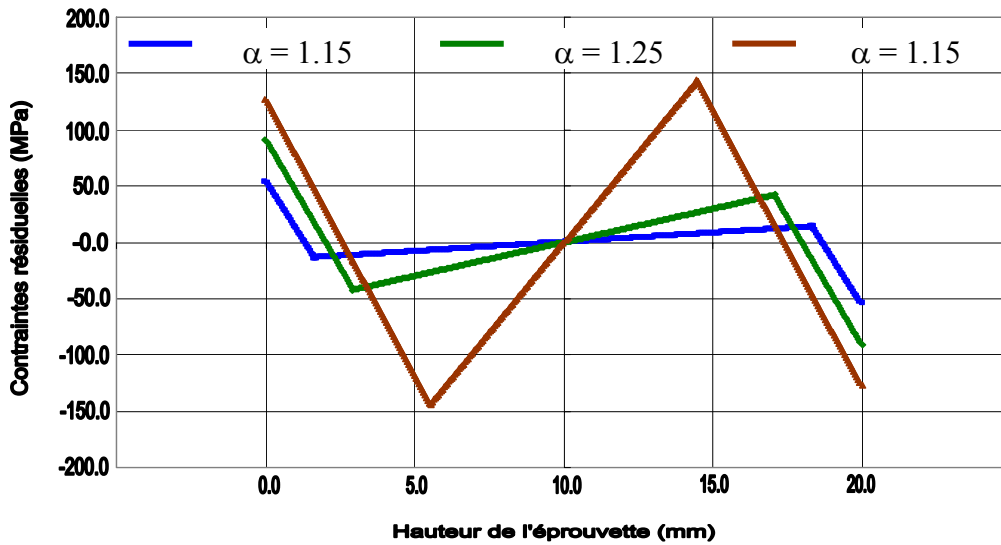


Figure 74. Distribution des contraintes résiduelles en fonction du niveau de plastification [124]

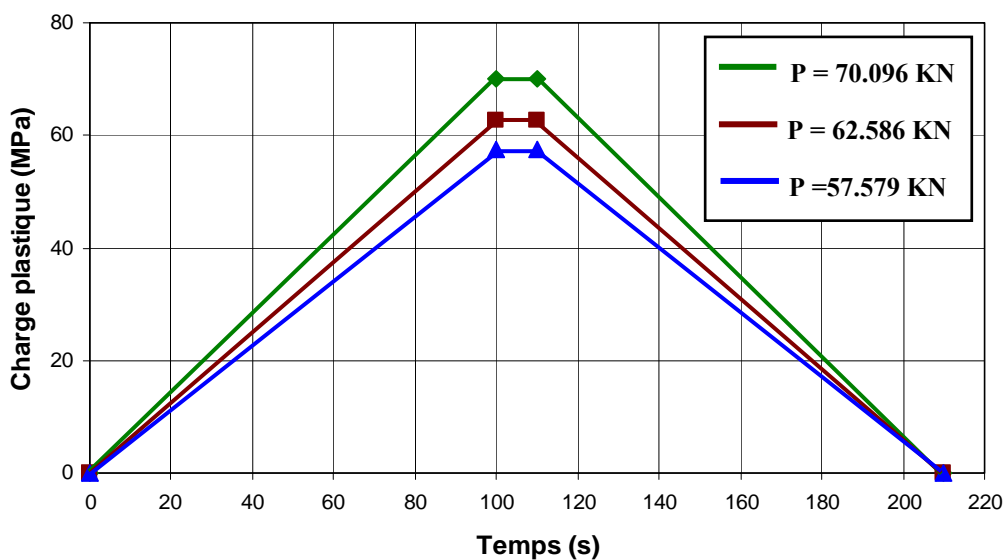


Figure 75. Séquences de préchargements

Afin de confirmer ou infirmer les résultats obtenus sur la distribution des contraintes analytiquement, une étude numérique par élément finis a été conduite en considérant les mêmes niveaux de préchargement définis par la précharge P (figure 75).

Le calcul numérique des contraintes résiduelles par la méthode des éléments finis (MEF) ont été réalisés en utilisant le logiciel d'éléments finis « Zebulon » [132]. Ces calculs par éléments finis ont été réalisées par l'utilisation d'éléments quadratiques

avec intégration réduite (8 nœuds / 4 points de Gauss) (figure 76). Le maillage par éléments finis utilisé pour modéliser l'éprouvette en flexion quatre points, est donné par la figure 77 où seulement la moitié de l'éprouvette est représentée (symétrie de géométrie et de chargement). Les simulations numériques ont été réalisées en utilisant des éléments 2D en déformation plane. Le comportement plastique de matériau étudié, a été décrit par un écrouissage isotrope [133]. La fonction d'écrouissage isotrope est exprimée par l'équation 76 qui comporte trois coefficients qui sont rapportés sur le tableau 5 pour le matériau étudié (2024 T351).

$$R_p = R_0 + Q_p \left(1 - e^{-b_p \cdot p} \right) \quad (76)$$

où p est la déformation plastique cumulée et R_0 , Q_p et b_p sont les coefficients du modèle d'écrouissage isotrope.

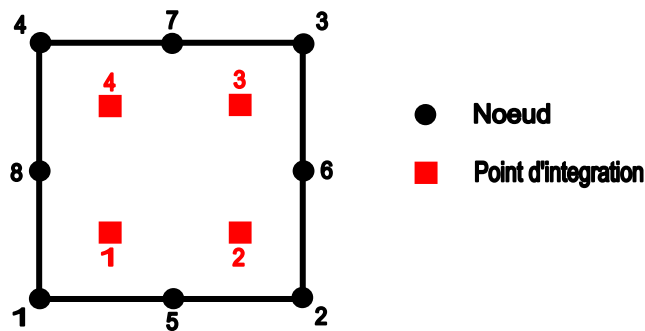


Figure 76. Elément quadratique à huit noeuds avec intégration réduite

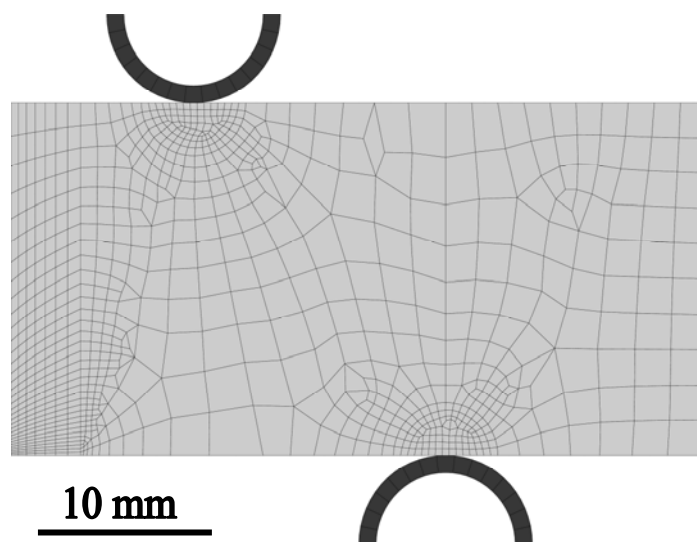


Figure 77. Moitié du modèle élément finis symétrique

Les calculs des contraintes résiduelles par éléments finis (FEM) de l'alliage d'aluminium 2024 T351 sous les différents préchargements sont reportés sur la figure 64. La distribution des contraintes résiduelles montre une dissymétrie importante entre les contraintes résiduelles de tension et celles de compression. Cela montre que cette géométrie n'est pas soumise que par un moment de flexion pure comme supposé pour un matériau élastique parfaitement plastique. La principale explication de cette situation réside dans le fait que l'éprouvette en alliage d'aluminium n'est pas suffisamment large.

La comparaison avec le modèle élastique parfaitement plastique (PP) montré sur la figure 78, indique que pour un chargement donné ($\alpha=1.40$) les résultats analytiques tend vers les valeurs obtenus numériquement sur la face avec contraintes résiduelles de compression.

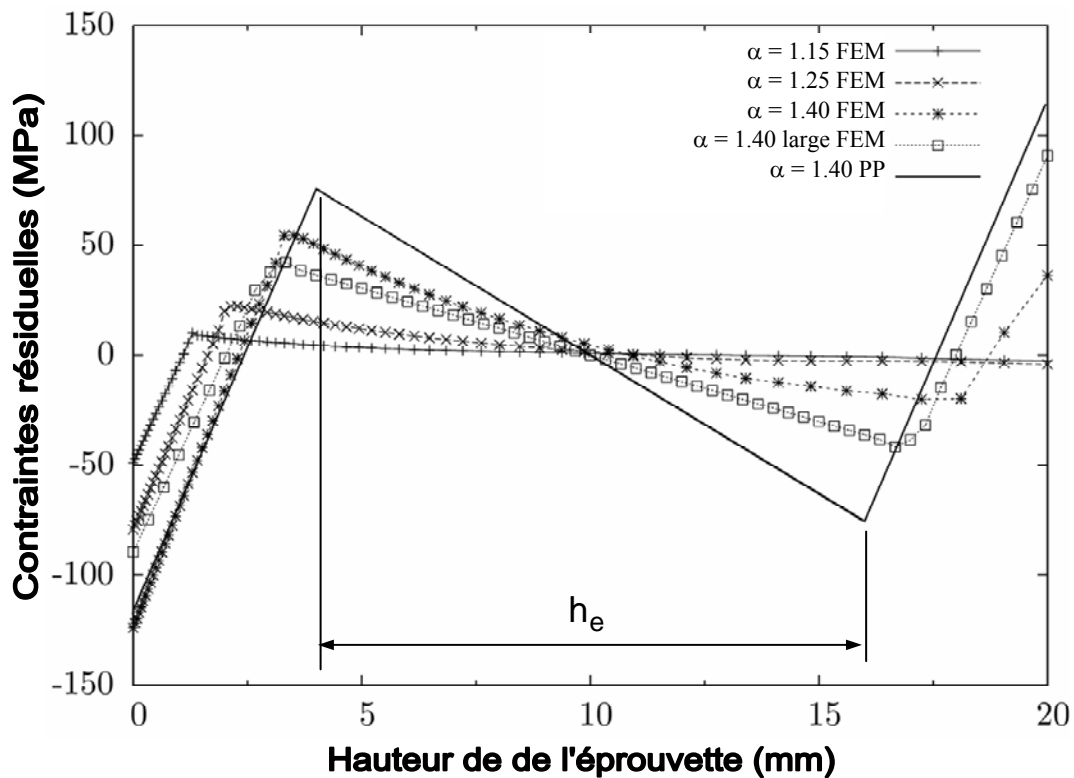


Figure 78. Distribution des contraintes résiduelles en fonction du préchargement

III.2. Effets des contraintes résiduelles de compression par préchargements

Afin d'étudier la fissuration par fatigue sur les éprouvettes préchargées, une entaille de 0.2 mm a été réalisée. Pour les trois niveaux de contraintes résiduelles (figure 61), les fissures sont amorcées du côté de champ des contraintes résiduelles de compression. Additionnellement, une fissure est initiée du côté des contraintes résiduelles de traction pour un niveau de préchargement $\alpha=1.25$. Pour ce niveau de préchargement, les contraintes résiduelles sont négligées comme montré sur la figure 75. Les essais de fatigue ont été menés à un rapport de charge $R=0.1$ sous un chargement maximal $P_{\max}=26.6$ KN. Une longueur de 0.2 mm a été considérée

La figure 79 montre l'effet du niveau des contraintes résiduelles introduites par préchargement sur l'amorçage d'une fissure de fatigue de 0.2 mm. Une augmentation de la durée de vie à l'amorçage est constatée avec l'augmentation de l'amplitude des contraintes résiduelles de compression en surface libre (CRS- α). Le maximum des contraintes résiduelles de compression est environ de -125 MPa pour $\alpha=1.40$; -80 MPa pour $\alpha=1.25$ et -50 MPa pour $\alpha=1.15$. Il est à noter que la durée de vie à l'amorçage obtenue sur l'éprouvette amorcée côté contraintes résiduelles de traction (TRS-1.25), est considérée comme durée de vie d'une éprouvette saine vu l'absence significative des contraintes résiduelles de traction comme montré sur la figure 78.

La corrélation de l'évolution de la durée de vie à l'amorçage en fonction du niveau de préchargement est donnée par l'équation du second ordre (équation 77) pour les contraintes résiduelles de compression.

$$N_i = -10^6(0.682.\alpha^2 - 2\alpha + 1) \quad (77)$$

La durée de vie à l'amorçage sous un champ de contraintes résiduelles de compression ($\alpha=1.40$) est approximativement deux fois plus grande que la durée de vie pour un champ de contrainte résiduelles de compression faible ($\alpha=1.15$). Les résultats montrent aussi que la durée de vie à l'amorçage pour $\alpha=1.40$, est de trois fois par rapport à la durée de vie à l'amorçage en absence des contraintes résiduelles de compression (WRS).

Chapitre 3.A Etude de l'amorçage des fissures de fatigue

Pour un même niveau de préchargement ($\alpha=1.25$), la durée de vie à l'amorçage sous un champ de contrainte résiduelles de compression est de 2.5 fois par rapport à une éprouvette saine (WRS). Le tableau 9 présente le rapport de la durée de vie à l'amorçage pour une longueur de 0.2 mm par rapport à la durée de vie totale N_f . L'analyse des résultats obtenus dans la phase d'amorçage varie de 40% à 50% de la durée de vie totale sous différents niveaux de contraintes résiduelles de compression. La figure 80 représente l'évolution de la contrainte résiduelle à 0.2 mm de l'entaille en fonction du nombre de cycle à l'initiation N_i . On remarque que la durée de vie à l'initiation est fortement liée à l'état de contrainte interne.

Les surfaces de rupture de l'alliage 2024 T351 ont été examinées par un microscope électronique à balayage (MEB). Les surfaces de rupture indiquent un effet de matage ou de frottement près de l'entaille et la zone d'amorçage illustrés par les figures 81.a et 81.b et des ruptures cristallographiques.

Tableau 9. Rapport des durées de vie « amorçage/rupture finale » sous un champ de contrainte résiduelle

Coefficient de préchargement α	Durée de vie à l'amorçage " N_i "	Durée de vie total " N_f "	Rapport " N_i/N_f "
1.15 (CRS)	49500	100800	0.49
1.25 (CRS)	74570	148600	0.50
1.25 (TRS)	29364	64200	0.46
1.40 (CRS)	86600	219250	0.40

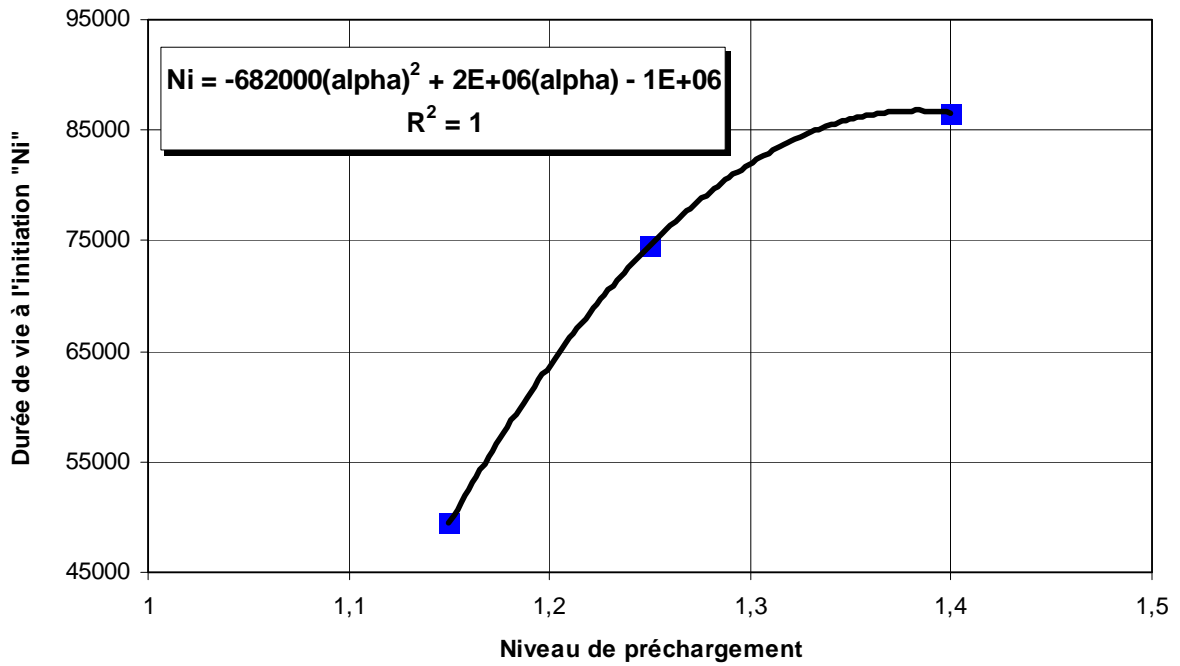


Figure 79. Evolution de la durée de vie à l'initiation sous l'effet des contraintes résiduelles de compression

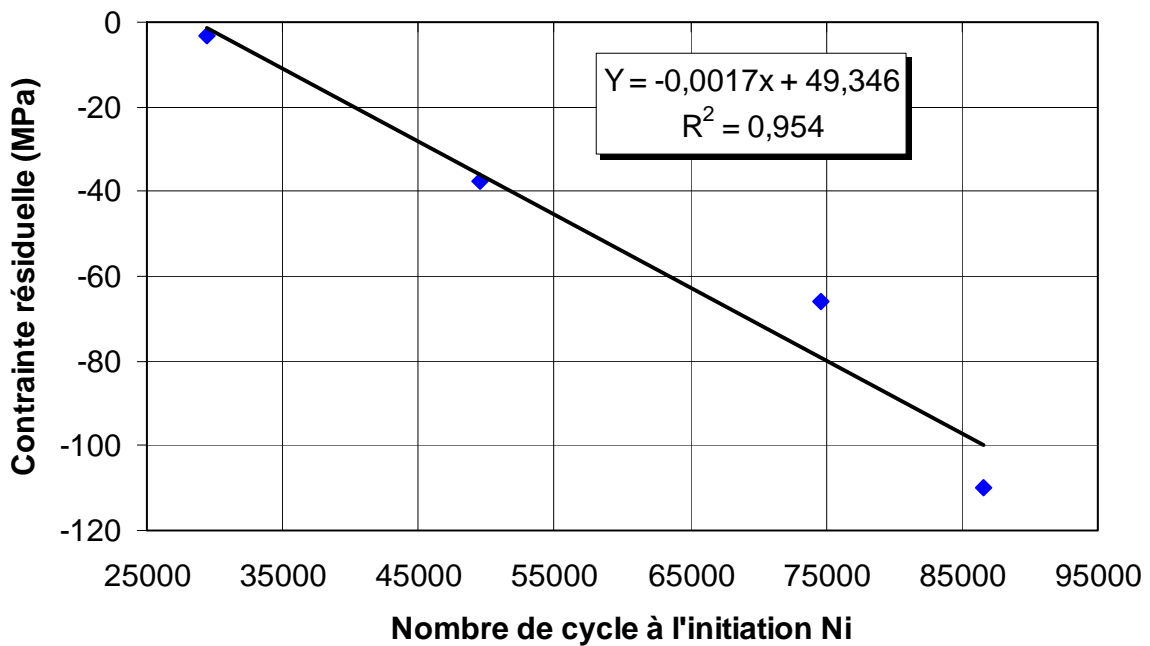


Figure 80. Evolution de la durée de vie à l'initiation en fonction du niveau des contraintes résiduelles de compression à 0.2 mm

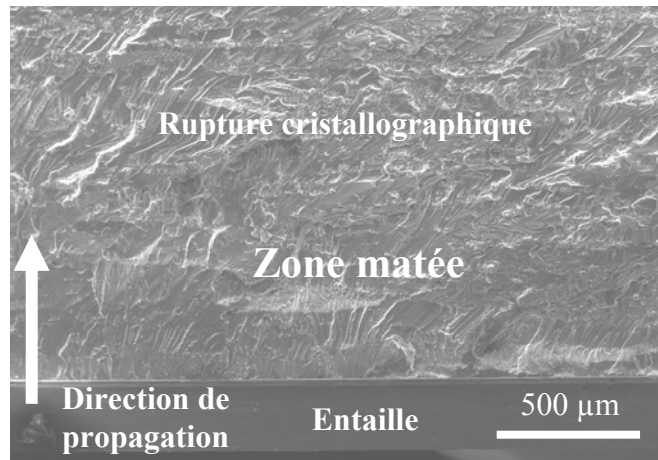


Figure 81.a Surface de rupture à travers un champ de contraintes résiduelles de compression ($\alpha=1.15$)

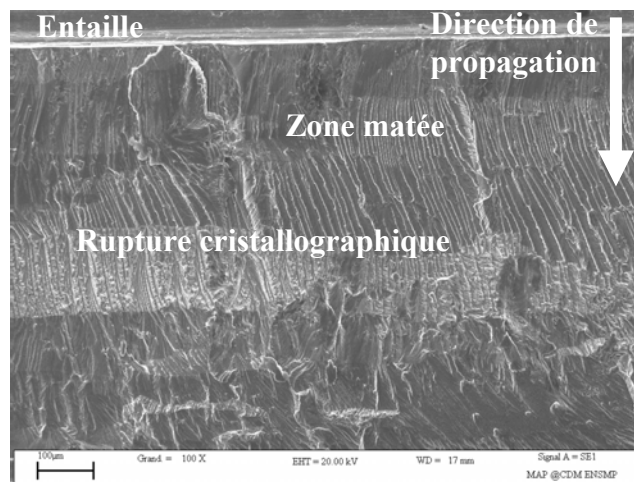


Figure 81.b Surface de rupture à travers un champ de contraintes résiduelles de compression ($\alpha=1.40$)

I. INTRODUCTION

Le contact entre les deux surfaces de la fissure durant un cycle de chargement par fatigue est appelée fermeture de la fissure. Plusieurs conditions peuvent conduire à la fermeture de fissure. Les deux plus importants sont la fermeture induite par la plasticité créée en pointe de la fissure et la déformation résiduelle plastique le long des lèvres de la fissure d'un côté. De l'autre côté, la fermeture géométrique résultant d'une combinaison de la géométrie de l'éprouvette et des charges appliquées à la structure. Ce type de fermeture est lié à la contrainte moyenne à la pointe de la fissure, souvent décrite par le rapport de charge R . Dans cette partie nous allons évaluer les vitesses de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contraintes effectives en incluant l'effet de fermeture de fissure où différents modèles détaillés dans l'état de l'art seront appliqués et comparés pour l'alliage d'aluminium 2024 T351.

II. VITESSES DE FISSURATION ET MODELES DE FERMETURE

Les vitesses de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contrainte ΔK sont obtenus en appliquant la méthode de la sécante au couple (a, N) i.e. évolution de la longueur de la fissure « a » en fonction du nombre de cycle « N » déterminé par le modèle exponentielle [89, 125] sur la base des résultats expérimentaux [126]. La figure 82 présente l'effet du rapport de charge R sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2024 T351 obtenue par le modèle exponentielle amélioré. L'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK est calculée à partir de l'équation 66.

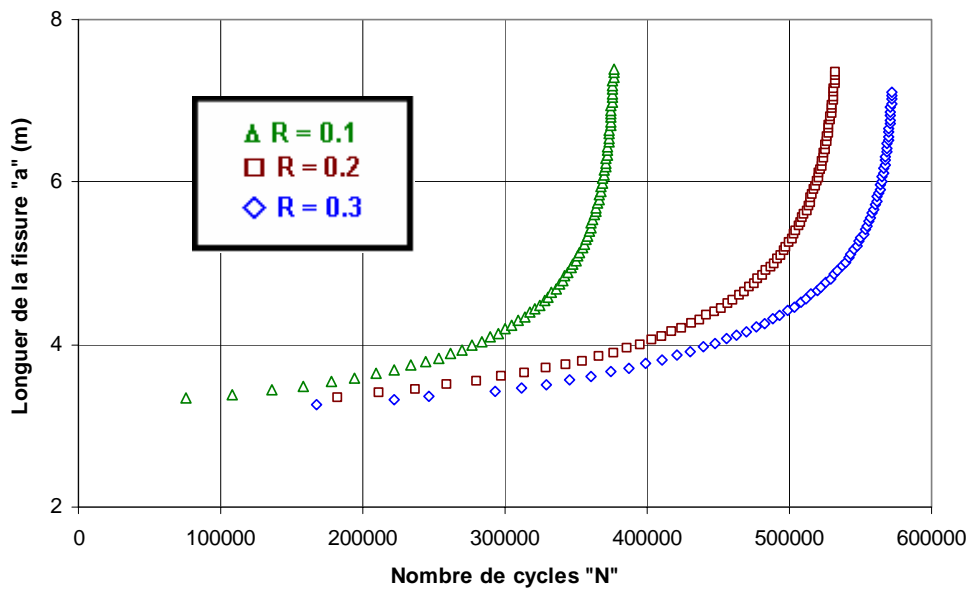


Figure 82. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue modéliser par le modèle exponentiel de l'alliage d'aluminium 2024 T351 [89, 125]

L'évolution des vitesses de fissuration $da/dN = f(\Delta K)$ tracés dans un repère logarithmique pour différents rapports de charge R ($R = 0.1$ à 0.3) sont données sur la figure 83. Il est à noter que les résultats prédits couvrent les domaines de fissuration stable et instable (régions II et III : voir figure 31). Ce résultat confirme les conclusions présentées par Mohanty et al. [87] sur les vitesses de fissuration par fatigue des alliages 2024 T351 et 7020 T7. L'effet du rapport de charge se traduit par un décalage des courbes $da/dN-\Delta K$ aux faibles valeurs de ΔK . Ce résultat montre la dépendance du facteur d'intensité de contrainte seuil ΔK_{th} du rapport de charge R . Contrairement, pour des valeurs du facteur d'intensité de contrainte importante, on remarque un léger décalage inverse. Ce constat s'explique par l'effet de la microstructure dans la direction de propagation T-S.

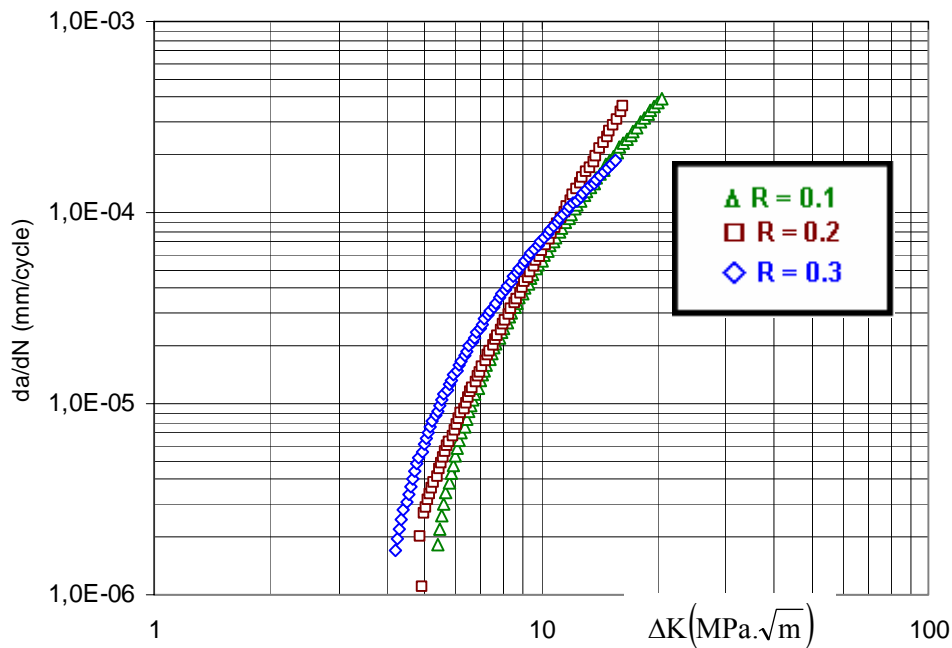


Figure 83. Effet du rapport de charge sur les vitesses de fissuration par fatigue utilisant le modèle exponentiel amélioré

L'effet de fermeture de fissure en utilisant le modèle d'Elber [95] caractérisé par le rapport U (équation 48) est montré par la figure 84 où les vitesses de fissuration sont tracés en fonction du facteur d'intensité de contrainte effective ΔK_{eff} . Les vitesses de fissuration pour les différents rapports de charge tendent vers une seule courbe représentée par la ligne discontinue. Aux hautes valeurs de ΔK_{eff} , on note une faible différence des vitesses de fissuration. L'application du modèle de Katcher et Kaplan [112] (équation 62) aux vitesses de fissuration du matériau étudié donne une courbe unique (figure 85). Pour des facteurs d'intensité de contrainte effective supérieur à $10 \text{ MPa(m)}^{1/2}$, les courbes ne sont pas parfaitement décalés vers une courbe unique. Une courbe moyenne est donnée (ligne continue). La comparaison des résultats obtenus par les deux modèles, montre que pour le modèle d'Elber, la courbe de fissuration tend pour une valeur minimum du facteur d'intensité de contrainte de $1.8 \text{ MPa(m)}^{1/2}$, correspondant à une vitesse de $2 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$. Contrairement, la valeur du facteur d'intensité de contrainte effective obtenue par le modèle de Katcher et Kaplan pour la même vitesse de fissuration est de $4.3 \text{ MPa(m)}^{1/2}$.

L'effet de fermeture de fissure sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2024 T351 en appliquant le modèle de Schijve [109] est montré sur la figure 86 où le rapport de fermeture fonction de R est un polynôme de second ordre. Le facteur d'intensité de contrainte effective minimale est de l'ordre de $3.0 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ pour une vitesse de l'ordre de $1.1 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$. Cette valeur se positionne entre les valeurs obtenues par les modèles précédents (Elber et Katcher/Kapler). Le modèle développée par Benguediab [110, 130] basé sur le principe d'Elber est appliqué à nos résultats déterminés par le modèle exponentiel (figure 83). Le modèle a été obtenu pour l'alliage d'aluminium 2024 T351. L'effet de fermeture de fissure en appliquant le niveau de fermeture déterminé par U ($U=0.63+0.37R$) est montré par la figure 84. L'évolution de la vitesse de fissuration tend vers une seule courbe montrée par la courbe discontinue. Le modèle donne une bonne corrélation des résultats comparativement au modèle de Katcher/Kapler et plus précisément à $R=0.3$ pour les hautes valeurs de ΔK_{eff} .

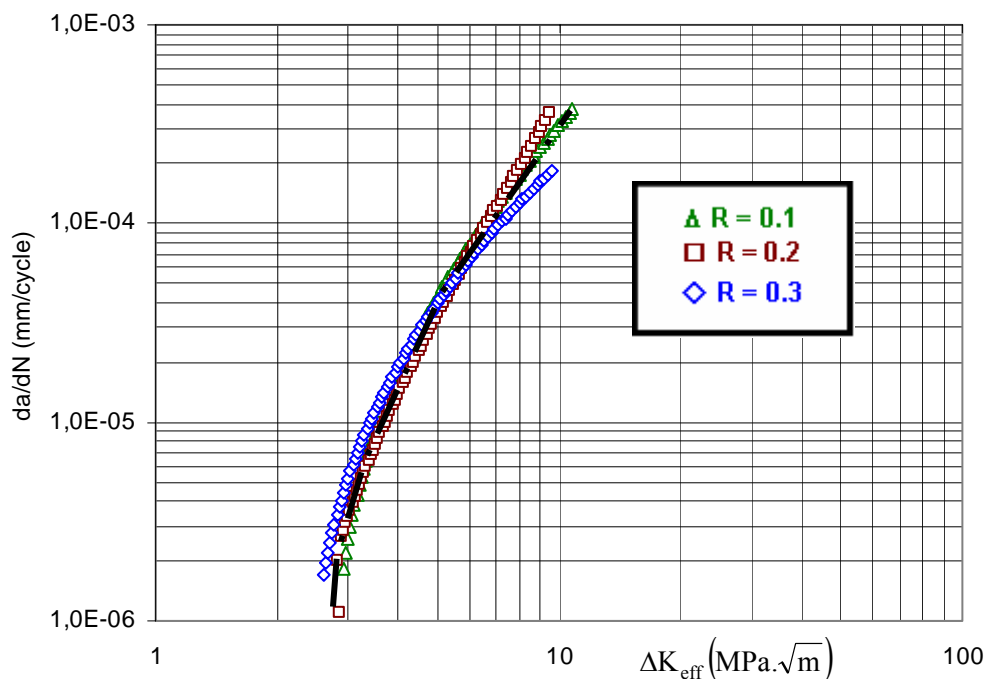


Figure 84. Effet de fermeture de fissure sur les vitesses de fissuration de l'alliage 2024 T351 : Modèle d'Elber

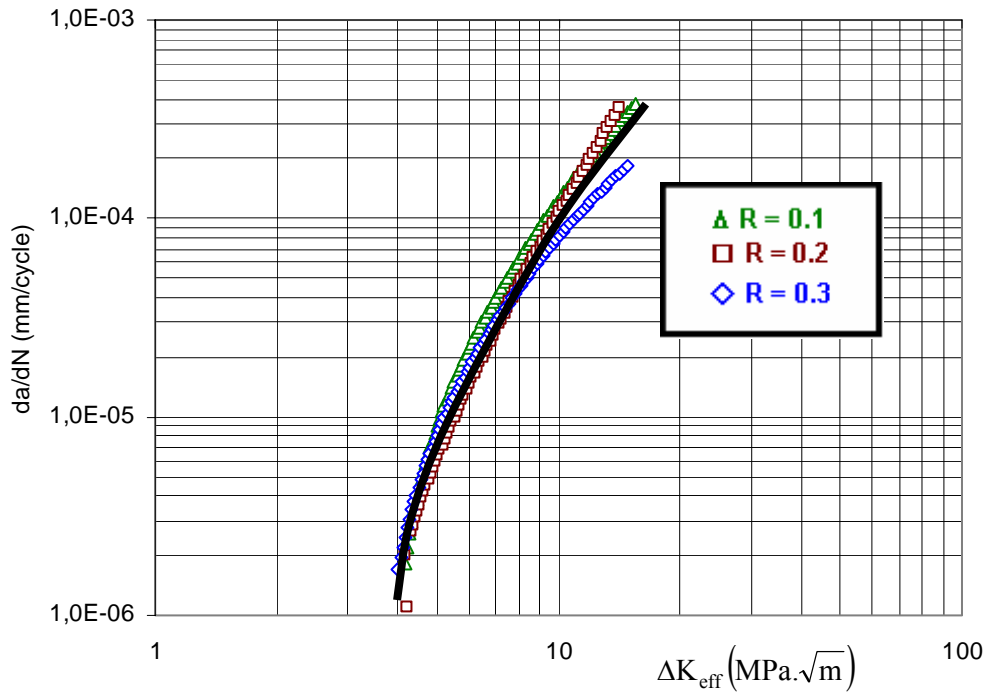


Figure 85. Effet de fermeture de fissure sur les vitesses de fissuration de l'alliage 2024 T351 :
Modèle de Katcher/Kaplan

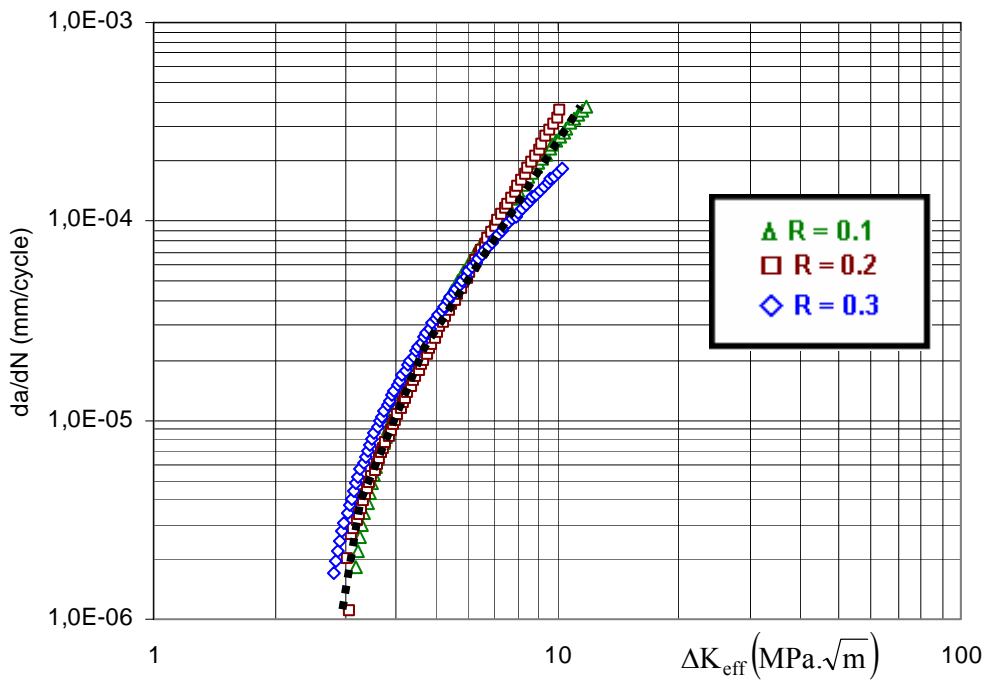


Figure 86. Effet de fermeture de fissure sur les vitesses de fissuration de l'alliage 2024 T351 :
Modèle de Schijve

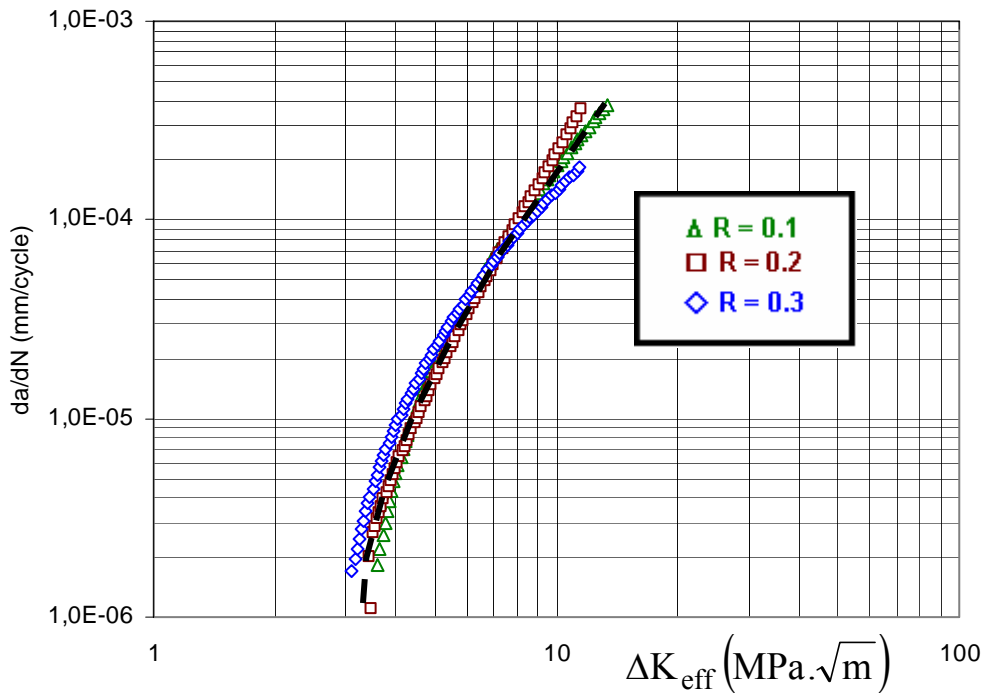


Figure 87. Effet de fermeture de fissure sur les vitesses de fissuration de l'alliage 2024 T351 : Modèle de Benguediab

III. AMELIORATION DU MODELE DE FERMETURE

Selon l'analyse de fermeture de fissure conduite Aliaga et al. [111], la relation entre le rapport de charge R et le rapport de fermeture U proposée par Elber est de la forme :

$$U = a + b.R \quad (78)$$

où le rapport de charge tends vers 1, l'effet de fermeture est négligeable, et le rapport de fermeture tend vers 1. Cela conduit à "a+b = 1". Le paramètre "a" est défini par l'expression suivante :

$$a = \frac{K_{R1} - K_{R2}}{(1 - R_1)K_{R1} - (1 - R_2)K_{R2}} \quad (79)$$

L'analyse des données expérimentales présentés par la figure 83 en appliquant la relation précédente (équation 77) conduit aux valeurs suivantes “ $a=0.743$ ” et “ $b=0.257$ ”. L'évolution de la vitesse de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contrainte effective ΔK_{eff} est présentée par la figure 88. Les différentes courbes tendent vers une courbe unique (trait discontinu). La comparaison du présent résultat obtenu avec les résultats obtenus par les modèles d'Elber, Katcher/Kaplan, Shijve et Benguediab, est montré sur la figure 88. On remarque que les résultats actuels corrélés donnent une bonne approximation à ceux obtenus par l'application du modèle Elber. Une légère différence est constatée par rapport aux résultats obtenus par le modèle Katcher/Kaplan et le modèle d'Elber. Ce constat confirme que le niveau de fermeture est légèrement le même et contrairement aux niveau de fermeture défini par Elber et et Shijve.

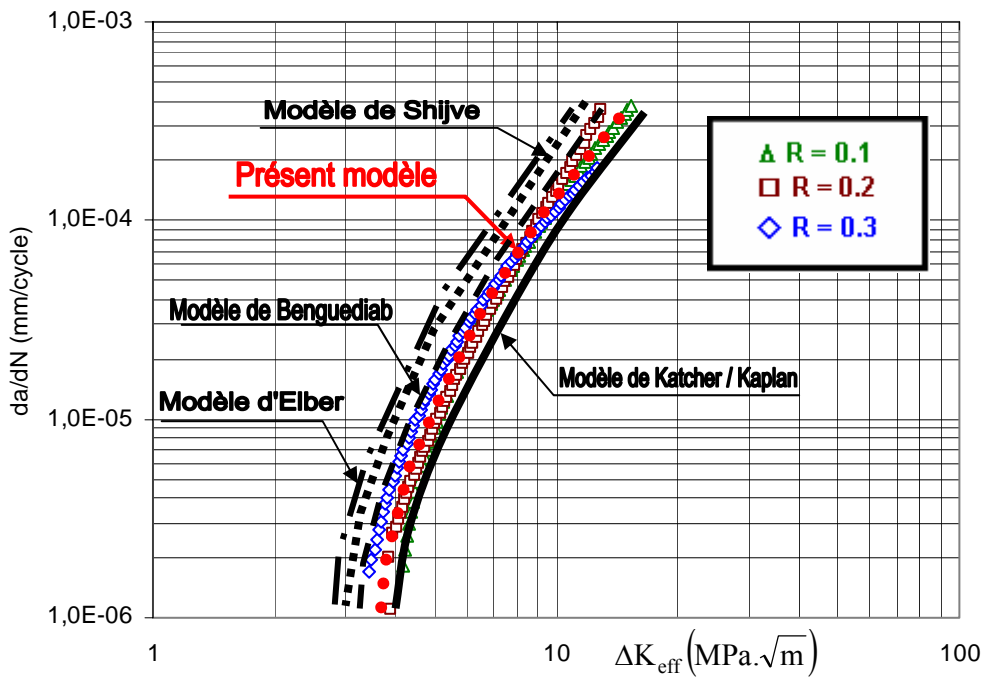


Figure 88. Evolution de da/dN en fonction de ΔK_{eff} : comparaison de l'effet de fermeture de fissure pour différents modèles pour l'alliage d'aluminium 2024 T351

I. APPROCHE LOCAL DE DEFORMATION ET MODELE DE PROPAGATION

Dans cette partie une étude semi empirique basé sur l'utilisation du code de fatigue AFGROW pour prédire la durée de vie à l'amorçage et à la propagation de l'alliage d'aluminium 2024 T351. Le modèle géométrique utilisé est une plaque à trou central sous un chargement cyclique à amplitude constante. L'effet du rapport de charge et de la taille du trou sur le comportement en fatigue (amorçage et la propagation), sont étudiés.

AFGROW est un code de fatigue développé par Harter [134], permet de prédire le comportement en fatigue des matériaux métalliques. La version du code AFGROW utilisé, travail sous une interface de Windows XP (Figure 89). Le code possède deux interfaces principales, l'interface « matériaux » et l'interface « modèle géométrique ». De plus, il permet par des interfaces intermédiaires, d'introduire des chargements cycliques ainsi que des champs des contraintes résiduelles. Il offre la possibilité d'introduire des matériaux différents (courbes de fissuration expérimentaux). L'introduction des modèles géométriques nouveaux nécessite l'élaboration des interfaces sous Microsoft Visuel Basic. Les résultats sont sous forme graphique et données numérique de l'évolution de longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle $a=f(N)$ et de la vitesse de propagation en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes.

La résistance à la fatigue des matériaux est caractérisée par la courbe déformation - durée de vie. Le module d'amorçage des fissures de fatigue basé sur les courbes déformation – durée de vie à l'amorçage a été introduit initialement par Tuegel [135]. La méthode déformation - durée de vie à l'amorçage a été incorporée dans le code AFGROW [134]. Dans le cas de chargement cyclique par fatigue, les déformations locales sont obtenues par la règle de Neuber [136].

La relation entre l'amplitude totale de déformation, $\Delta\varepsilon/2$ et la durée de vie à la rupture finale, $2N_f$, en se basant sur les relations 17, 18 et 19 est exprimé par la relation (80) permet d'évaluer la durée de vie à l'amorçage:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{2E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (80)$$

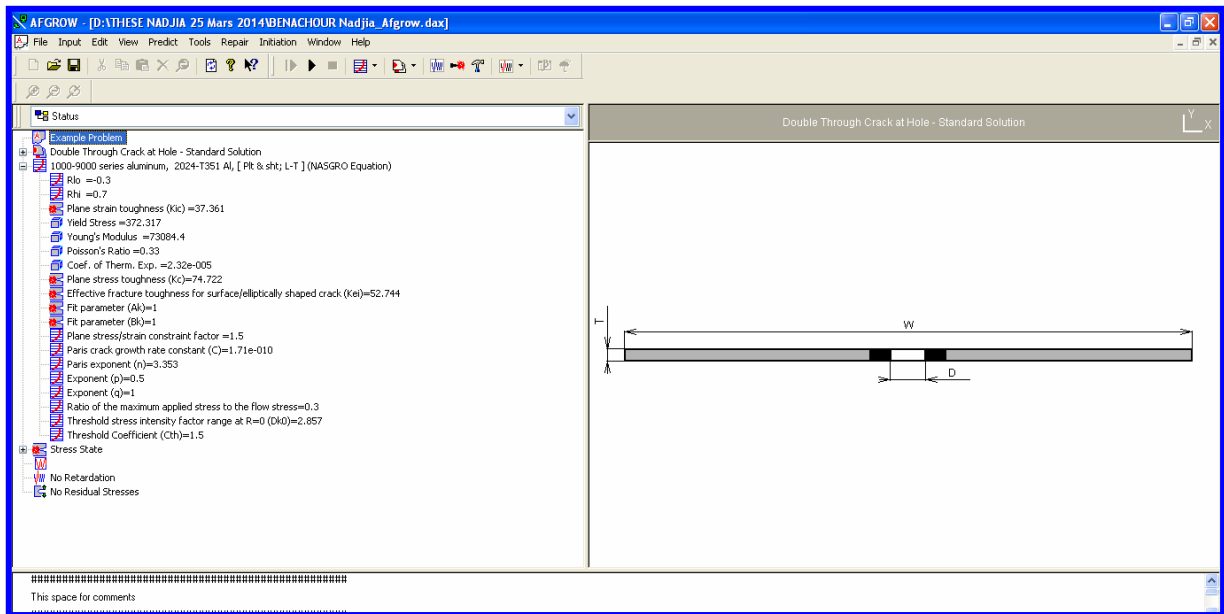


Figure 89. Interface du code AFGROW

Nasgro équation implémentée dans le code AFGROW a été appliquée afin de prédire les durées de vie résiduelles à la propagation.

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (81)$$

La prédiction des vitesses de fissuration dans le code AFGROW se fait selon la procédure détaillée par l'organigramme donné par la figure 90.

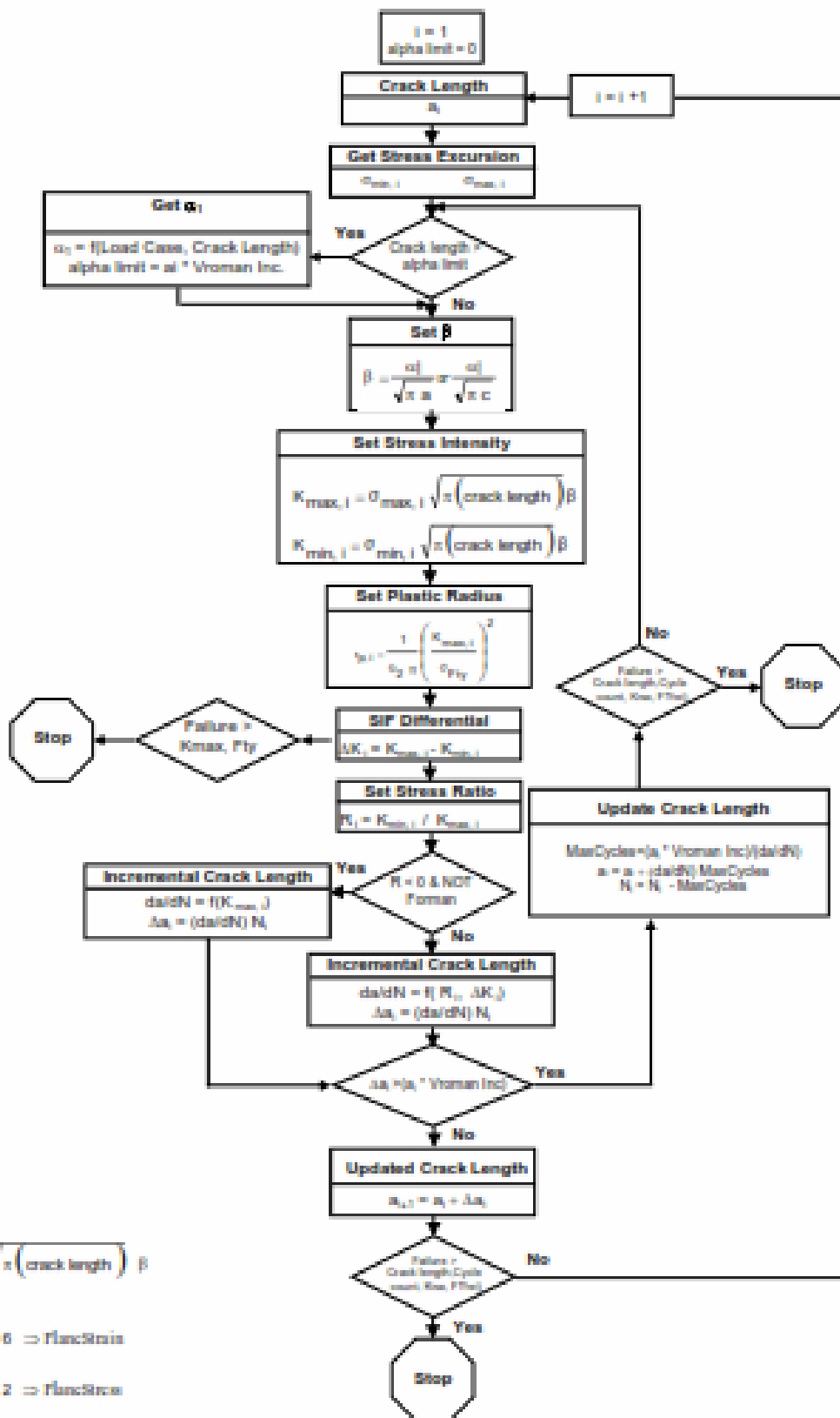


Figure 90. Méthodologie de prédiction des vitesses de fissuration par le code AFGROW

II. MATERIAU ET MODELE GEOMETRIQUE

L'éprouvette sous forme d'une plaque à trou central en alliage d'aluminium 2024 T351 (figure 91) est utilisée pour l'étude de l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue sous l'environnement du code AFGROW. Le chargement appliqué est un chargement cyclique de tension. Les propriétés mécaniques de ce matériau sont données par le tableau 10.

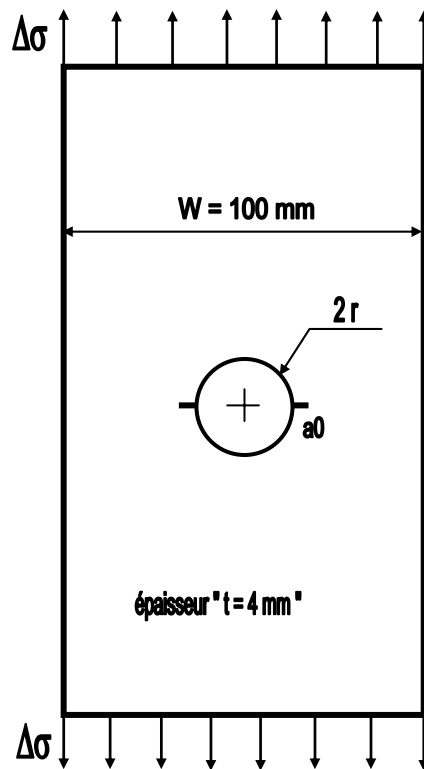


Figure 91. Plaque à trou central avec fissures débouchantes

Tableau 10. Propriétés mécaniques de l'alliage 2024 T351

$\sigma_{0.2}$ (MPa)	K_C (MPa.m ^{0.5})	K_{IC} (MPa.m ^{0.5})	E (Gpa)	ν
372.32	74.72	37.36	73.09	0.33

Le facteur d'intensité de contrainte pour la géométrie étudiée dépend de plusieurs paramètres et est donné par la l'équation (82)

$$\Delta K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \beta \left(\frac{a}{r} \right) \quad (82)$$

où β est le facteur de correction de géométrie proposé par Newman [137] (équation 83)

$$\beta \left(\frac{a}{r} \right) = 1 - 0.15\lambda + 3.46\lambda^2 - 4.47\lambda^3 + 3.52\lambda^4 \quad (83)$$

où: $\lambda = 1/(1 + (a/r))$

Le tableau 11 présente les propriétés de base du modèle de déformation cyclique – durée de vie à l'initiation pour l'alliage d'aluminium 2024 T351. Les paramètres essentiels de l'équation Nasgro sont donnés par le tableau 12.

Tableau 11. Propriétés de déformation cyclique de l'alliage 2024 T351

σ'_f	ε'_f	b	c	K_f	K'	n'
1013.53	0.21	-0.11	-0.52	0.5×10^{-4}	786	0.09

Tableau 13. Paramètres du modèle de propagation

C	N	p	q
1.71×10^{-10}	3.353	0.5	1

III. EFFET DU RAPPORT DE CHARGE SUR LA DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE ET A LA VITESSE DE PROPAGATION

La plaque à trou centrale est soumise à un chargement cyclique à amplitude constante ($\sigma_{\text{amax}}=80$ MPa) sous la variation du rapport de charge, R. Le critère de défaillance (rupture final) K_{max} est adopté pour la limite de la propagation des fissures de fatigue

La figure 92 montre l'effet du rapport de charge sur la durée de vie à l'amorçage à partir du trou de l'alliage d'aluminium 2024 T351. Pour des valeurs positives du rapport de charge, une augmentation de ce dernier augmente le nombre de cycle à l'amorçage. Cette augmentation de la durée de vie à l'amorçage est due à la diminution de l'amplitude de contrainte appliquée où le maximum de l'amplitude de chargement est maintenu constant. L'effet du rapport de charge sur l'évolution de la durée de vie à l'initiation est approximé par une fonction exponentielle (équation 84). Aux faibles rapports de charge, l'effet de dernier est négligeable.

$$N_i = 3 \times 10^{-7} e^{12.12R} \quad (84)$$

L'effet du rapport de charge sur les vitesses de fissuration est montré sur la figure 93. Un effet important est observé pour ce matériau aux faibles et aux hautes valeurs du facteur d'intensité de contrainte ΔK . L'augmentation du rapport de charge a fait augmenté les vitesses de fissuration et diminué le facteur d'intensité de contrainte seuil ΔK_{th} . Le seuil de non fissuration varie de $2.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour $R=0.3$ à $2.86 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pour $R=0$. La zone de propagation stable (domaine de Paris) varie de $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ à $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ où la pente des vitesses de fissuration est constante.

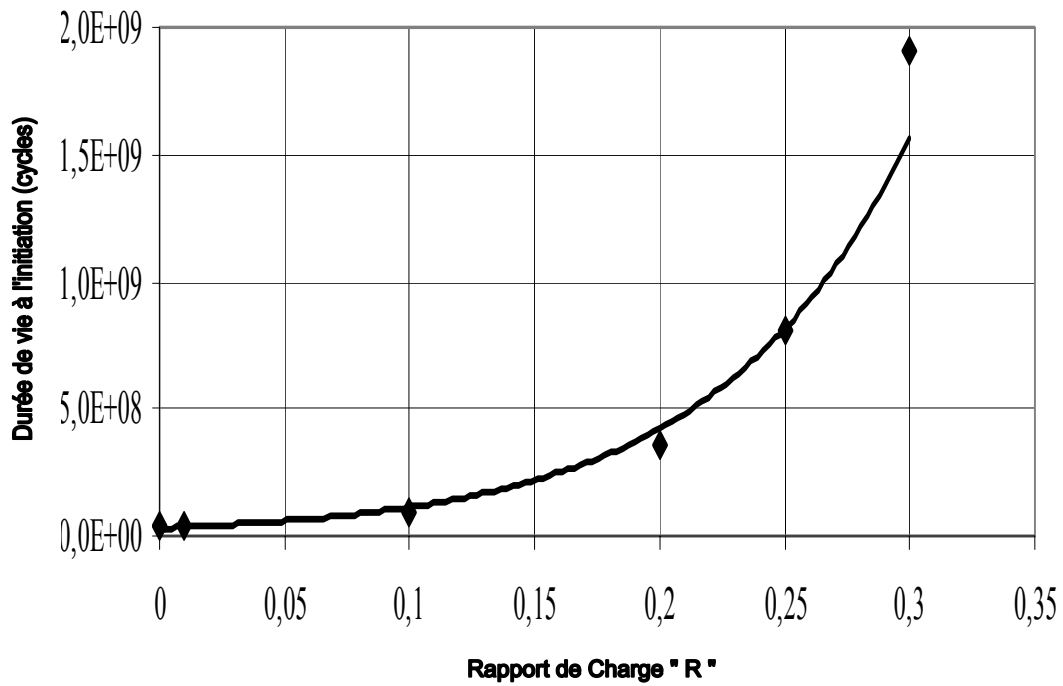


Figure 92. Effet du rapport de charge sur la durée de vie à l'initiation de l'alliage 2024 T351

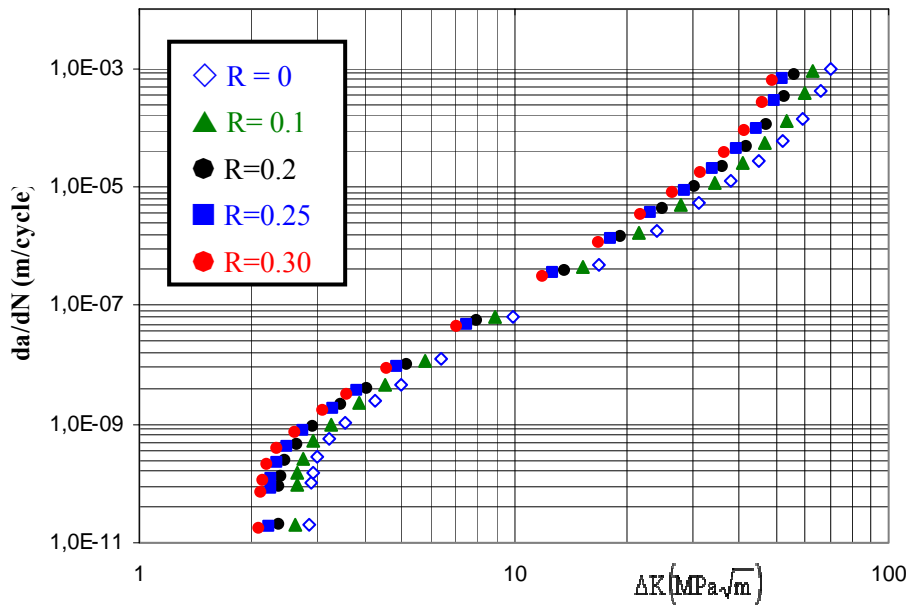


Figure 93. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2024 T351

III. EFFET D'ENTAILLE SUR LA DUREE DE VIE A L'AMORÇAGE

L'effet d'entaille est caractérisé par la variation du rayon du trou de 2 à 7 mm. La figure 94 montre la variation de la durée de vie à l'initiation en fonction du rayon d'entaille pour un rapport de charge $R=0.1$. Il est montré clairement que l'augmentation du rayon d'entaille diminue la durée de vie à l'initiation. L'augmentation du rayon d'entaille de 2 mm à 7 mm diminue la durée de vie à l'initiation de 8.5 fois. Cela se traduit par la diminution de la contrainte au niveau de trou (coefficient de concentration de contrainte K_t). La variation du coefficient de concentration de contrainte en fonction du rayon d'entaille pour un chargement en tension est donnée par la figure 95. L'évolution de la durée de vie à l'initiation en fonction du rayon d'entaille (rayon du trou) est donnée par l'équation (85) donnant une meilleure corrélation. L'évolution de la durée de vie à l'initiation peut être présentée en fonction du coefficient de concentration de contrainte. Cette évolution est donnée par la figure 96.

$$\frac{N_i}{10^6} = (4.10^3 - 4.10^3 r + 10^3 r^2 - 3.10^2 r^3 + 30r^4 - r^5) \quad (85)$$

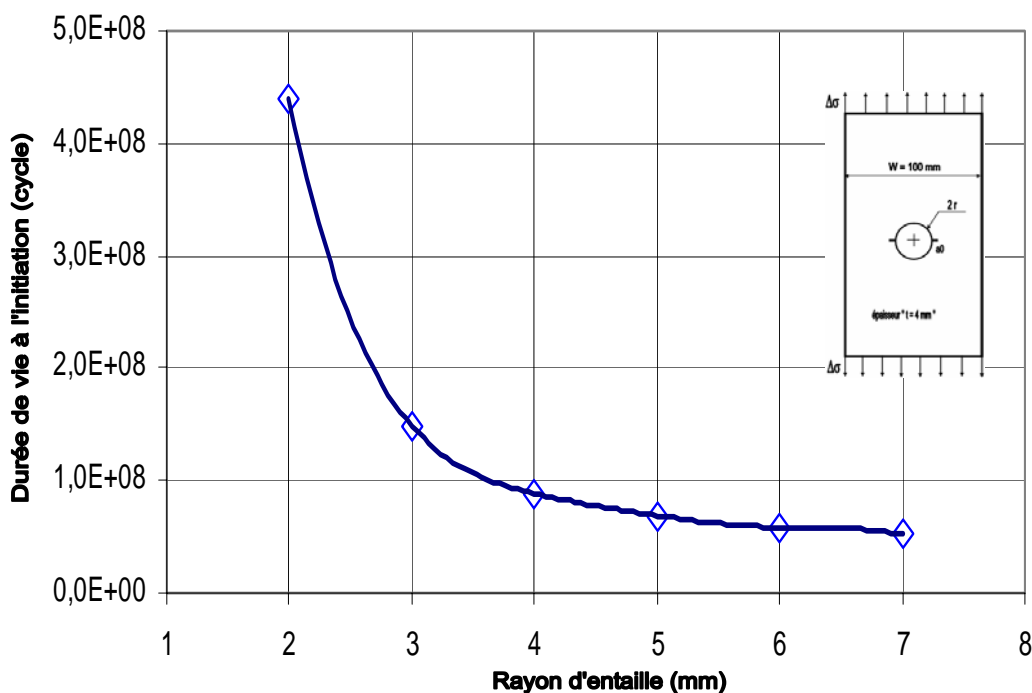


Figure 94. Effet d'entaille sur la durée de vie à l'initiation à $R=0.1$

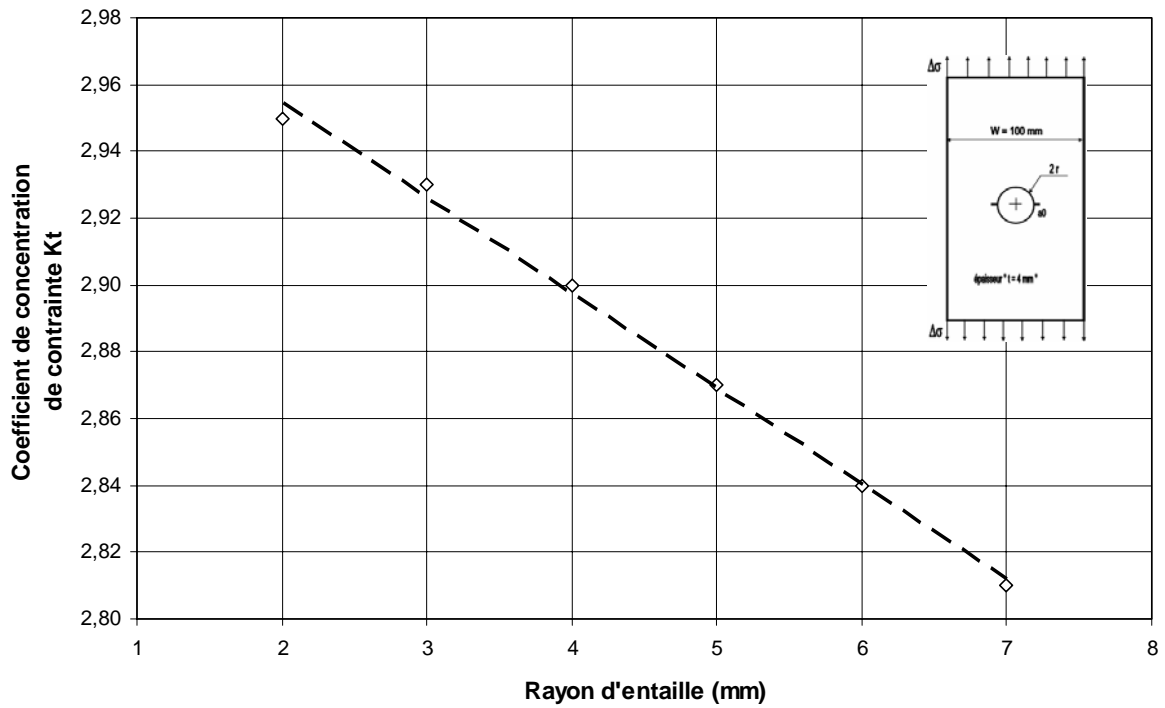


Figure 95. Coefficient de concentration de contrainte K_t en fonction du rayon d'entaille pour une plaque en tension à trou central

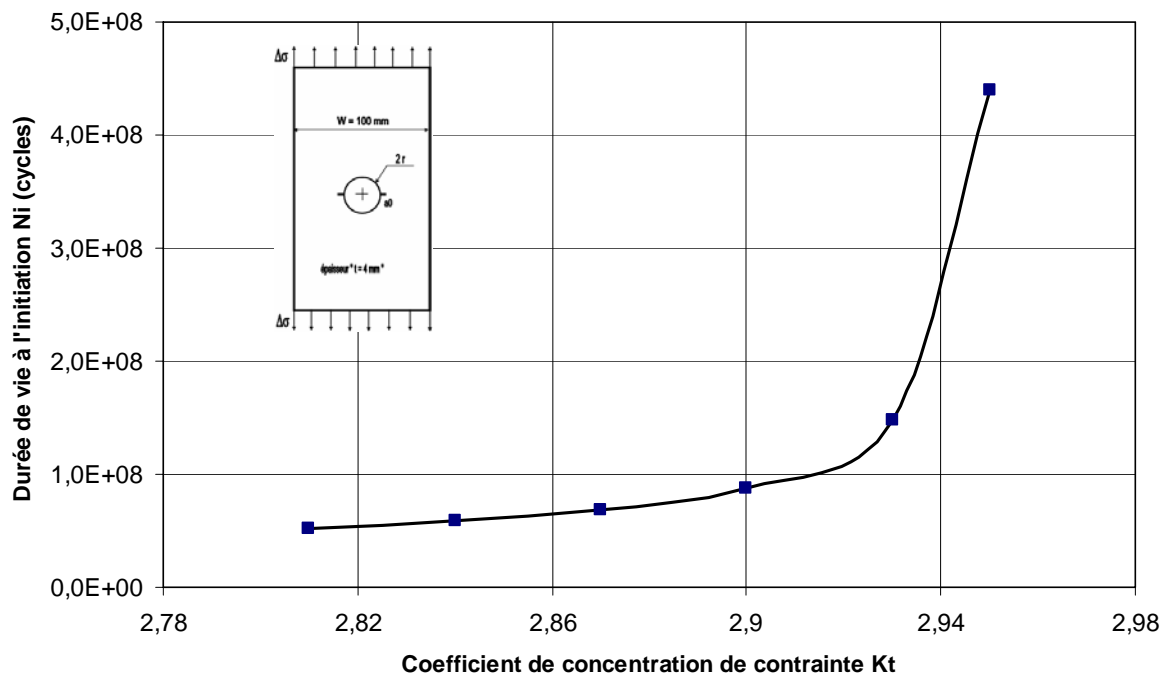


Figure 96. Effet du coefficient de concentration de contrainte " K_t " sur la durée de vie à l'initiation.

CONCLUSION GENERALE & PERSPECTIVES

L'étude présentée dans cette thèse a pour objectif la caractérisation de l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue sous chargement à amplitude constante sur l'alliage d'aluminium 2024 T351.

L'étude de l'amorçage a fait l'objet d'une exploitation des essais de prefissuration réalisés sur des éprouvettes entaillées de type Charpy et sollicités en flexion quatre points. Le rapport de charge et la présence des contraintes résiduelles sur l'amorçage de fissure de fatigue ont fait l'objet de la présente investigation. L'effet de fermeture a été étudié durant la phase de propagation stable (fissures longues) où un modèle amélioré a été proposé. L'effet d'entaille et le rapport de charge sur l'amorçage et la propagation de fissure de fatigue ont été simulés.

L'étude de l'amorçage de fissure de fatigue sur l'alliage d'aluminium 2024 T351 a montré que :

- * Le nombre de cycle à l'amorçage augmente sous la diminution de l'amplitude de chargement.
- * La contrainte d'ouverture obtenue numériquement et développée au niveau de l'entaille dépend de l'amplitude de chargement et du rayon à fond d'entaille. Cette contrainte a été validée analytiquement par les équations de Creager.
- * Une loi d'amorçage a été estimée et comparé avec la littérature et donnant une bonne approximation.
- * La durée de vie à l'amorçage dépend du rapport de charge. A amplitude maximale constante, l'augmentation du rapport de charge R , a fait augmenté la durée de vie à l'amorçage.
- * La surface de rupture en phase d'amorçage à partir d'entaille présente des ruptures cristallographiques.
- * La présence des contraintes résiduelles de compression générées par préchargement a affecté fortement la durée de vie à l'amorçage et représentant un effet bénéfique où la durée de vie représente 40 à 50 % de la

durée de vie totale.

- * Les surfaces de rupture en présence des contraintes résiduelles de compression présente un aspect de matage (frottement).
- * L'effet de fermeture de fissure est affecté par le rapport de charge. Les résultats obtenus nous ont permis de caler les vitesses de fissuration sur une seule courbe avec un modèle amélioré basé sur le modèle d'Elber.
- * L'étude de simulation de l'amorçage et la propagation de fissure de fatigue a montré que la durée de vie à l'amorçage dépend du rayon d'entaille i.e coefficient de concentration de contrainte et du rapport de charge.

En perspective d'autres points feront l'objet d'études ultérieures :

- * L'effet des contraintes résiduelles obtenu par expansion sur l'amorçage des fissures de fatigue.
- * L'effet des traitements thermiques des alliages d'aluminium sur le comportement en fatigue (amorçage et propagation).
- * Etude numérique de l'effet de fermeture de fissure (caractère tridimensionnel)
- * Effet d'écroutissage sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium à durcissement structural.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] W.A.J. Albert (1837). “Über treibseile am harz”. Archiv für Mineralogie. Geognosie. Bergbau und Hüttenkunde 10, pp 215-234.
- [2] Frédéric Bron (2004). “Déchirure ductile des tôles minces en alliage d’aluminium 2024 pour application aéronautique”. Thèse de Docteur de l’Ecole des Mines de Paris, France.
- [3] W.R. Hendricks (1991). “The Aloha accident: A new era for aging aircraft, structural integrity of aging aircraft”. S.N. Alturi et al., Ed Springer Verlag, p153.
- [4] W. Schutz (1996), “A history of fatigue”. Engineering Fracture Mechanics 54(2), pp 263-300.
- [5] P.J.E. Forsyth (1963), “Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys”. Acta Metallurgica, 11(7), pp 703–715.
- [6] C.Y. Hou and J.J. Charngt, Models for estimation of weldment fatigue crack initiation life, Int. J. Fatigue Vol. 19, No. 7, pp. 537-541, 1997.
- [7] J.A. Ewing, J.C.W. Humfrey (1903). “The fracture of metals under repeated alternations of stress”. Phil Trans Roy Soc, Vol. A200, pp 241–50.
- [8] A. Hunsche, P. Newman (1986). “Quantitative measurement of persistent slips band profiles and crack initiation”. Vol., 34, N° 2, pp 207-217.
- [9] Polák, J. Man, K. Obrtlík (2003). International Journal of Fatigue, 25, pp 1027-36.
- [10] Weidner A, Man J, Tirschler W, Klapetek P, Blochwitz C, Polák J, et al. (2008). Half-cycle slip activity of persistent slip bands at different stages of fatigue life of polycrystalline nickel. Materials Sciences Engineering A, 492, pp 118–27.
- [11] Suresh, S. (1991). Fatigue of Materials, Cambridge University Press, Cambridge.
- [12] C. Bathias, G. Sertour, 17ème colloque de Métallurgie de Saclay, p. 647, 1974.
- [13] Y.Q. Chen, S.P. Pan, M.Z. Zhou, D.Q. Yi, D.Z. Xu, Y.F. Xu. (2013). Effects of inclusions, grain boundaries and grain orientations on the fatigue crack initiation and propagation behavior of 2524-T3 Al alloy. Materials Science and Engineering: A, 580, pp 150-158.
- [14] Joel Payne, Greg Welsh, Robert J. Christ Jr. Jerrell Nardiello, John M. Papazian (2010). “Observations of fatigue crack initiation in 7075-T651”, International Journal of Fatigue, 32, pp 247-255.
- [15] X. Bin, (1998). Confrontation des aspects statistiques et détermination de l’amorçage des fissures de fatigue dans les alliages d’aluminium, Thèse de doctorat, Ecole Centrale paris.
- [16] D. Sigler, M. Montpetit, W. L. Haworth (1983). Metallography of fatigue crack initiation in an over-aged high strength aluminium alloy. Metallurgica Transaction. p 931.

- [17] R.B. Heywood (1962). *Designing against fatigue*. London: Chapman and Hall. p 436.
- [18] H. Neuber. (1958). *Kerbspannungs lehre* Springer, Berlin (En Allemand).
- [19] R.J. Roark's (1989) *Formuls of stress and strain*“. 6th Edition MacGraw-Hill International Editions
- [20] W.G.J. Clark (1974). “Evaluation of the fatigue crack initiation properties of type 403 stainless steel in air and steam environments”. ASTM-STP 559, pp 205-224.
- [21] K. Heckel, R. Warner (1975). “The tensile fatigue behaviour of CT specimens with small notch root radius”. *International Journal of fracture mechanics*, Vol. 11, pp 135-140.
- [22] J.R. Jack, A.T. Price (1970). “The initiation of fatigue crack from notches in mild steel plates. *International Journal of Fracture Mechanics*. Vol. 6(4), pp 401-409.
- [23] J.M. Barsom, R.C. McNicol (1974). “Fracture toughness and slow-stable cracking”. ASTM-STP 559, p183.
- [24] M.M.I. Hammouda, H.E.M. Sallam, H.G. Osman, (2004). “Mode I notch fatigue crack growth behaviour under constant amplitude loading and due to the application of a single tensile overload”. *International Journal of Fatigue*, Vol. 26(2), pp. 183-92.
- [25] M.M.I. Hammouda and I.G. El-Batanony (2010). “Notch FCI life under constant amplitude uniaxial loads”. *International Journal of Structural Integrity*, Vol. 1(1), pp. 12-19.
- [26] Y. Descatha, J.C. Devaux, J.L. Bernard, A. Pellissier (1980). “A criterion for analysing fatigue crack initiation in geometrical singularities”. *International Conference on Pressure Vessel Structural Technology*. London. Pp 211-222.
- [27] J.C. Masson (1986) “Utilisation de l’approche locale pour la prévision de la fissuration par fatigue de manchettes soumises à des chocs thermiques”. *Séminaire International sur l’approche local de la rupture*. France. pp 347-358.
- [28] J.G. Williams, P.D. Ewing (1972). “Fracture under complex stress – the angled crack problem”. *International Journal of Fracture Mechanics*. Vol. 8(4), pp 441-46.
- [29] H. Neuber (1961). “Theory of stress concentration for shear strained prismatic bodies with arbitrary non-linear stress-stress law”. *Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics* December 1961, pp 544-50.
- [30] J.R. Rice (1968). “Mathematic analysis in the mechanics of fracture”, *Fracture II* Liebowitz, pp. 255-264.
- [31] K. Molski, G Glinka (1981). “A method of elastic-plastic stress and strain calculation at notch root”. *Materials Sciences Engineering*, Vol. 50, pp 93-100.
- [32] Glinka, G., “A Notch Stress-strain Analysis Approach to Fracture Crack Growth”. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 21, No. 2, pp. 245-261, 1985.

- [33] Khan, Z., Rauf, A. and Younas, M., Prediction of fatigue crack propagation life in notched Members under variable amplitude loading,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 6, No. 3, pp. 365-373, 1997.
- [34] C.L. Chow, Y.L. Wei (1991). “A damage mechanics model of fatigue crack initiation in notched plates”. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 16, pp 123-13
- [35] M. Zheng, E. Niemi, X. Zheng (1997). “An energetic approach for predict fatigue crack initiation life of LY 12 CZ aluminum and 16 Mn steel”. *Theor Appl Fract Mech*, Vol. 26, pp 23–8.
- [36] R.E. Peterson. (1959) “Notch sensitivity”, in G. Sines and J.L. Waissman (Eds), *Metal Fatigue*, McGraw Hill, New York, pp 293-306.
- [37] R.E. Peterson. (1974) “Stress concentration factors, Charts and relations useful in making strength calculations for machine parts and structural elements”. *Jonh Willey and Sons, Inc, New York*.
- [38] A. Brand, R. Sutterlin (1980). “Calcul des pieces à la fatigue : Méthode du gradient”. *CETIM, France*.
- [39] T.H. Topper, R.M. Wetzel, J. Morrow (1967), “Neuber’s rule applied to fatigue of notched specimens”. *Journal of materials, JMLSA*, vol. 4, N°1, pp. 200-209.
- [40] S.S. Manson (1965) “Fatigue complexe subject .Some simple approximation ” *Experimental Mechanics*.
- [41] Socie, D. F., “Fatigue-life Prediction Using Local Stress-Strain Concept,” *Experimental Mechanics*, Vol. 17, pp. 50-56, 1977.
- [42] Truchon, M., “Application of Low-Cycle Fatigue Test Results to Crack Initiation from Notches, Low-Cycle Fatigue and Life Prediction,” *ASTM STP 770*, C. Amzallag, B. N. Leis, and P. Rabbe, (Eds.), *American Society for Testing and Materials*, pp.254-268, 1982.
- [43] X. Zheng (2001). “On some basic problems of fatigue research in engineering”, *Int. J. Fatigue*, Vol. 23, pp 751–66.
- [44] Khan, Z., Rauf, A. and Younas, M., Prediction of fatigue crack propagation life in notched Members under variable amplitude loading,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 6, No. 3, pp. 365-373, 1997.
- [45] Zheng M, Niemi E, Zheng X. An energetic approach for predict fatigue crack initiation life of LY 12 CZ aluminum and 16 Mn steel.*Theor Appl Fract Mech* 1997; 26:23–8.
- [46] F.J. McMaster, D.J. Smith, *International Journal of Fatigue* 23, S93–S101, (2001)
- [47] C.S. Kusko, J.N. Dupont, A.R. Marder, “Influence of stress ratio on fatigue crack propagation behavior of stainless steel welds”. *Welding Journal*, February 2004, 59S-64S, (2004)

- [48] C.A. Rodopoulos, J. H. Choi, E.R. de los Rios, J.R. Yates. "Stress ratio and the fatigue damage map—Part II: The 2024-T351 aluminium alloy". *International Journal of Fatigue* 26 (2004) 747–752.
- [49] M. Benachour, A. Hadjoui, M. Benguediab, N. Benachour (2010). Stress ratio effect o, fatigue behavior of aircraft aluminum alloy 2024 T351. *Material Research Proceeding* 7, 1272.
- [50] S. Pearson. "Initiation of fatigue crack in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks". *Engineering Fracture Mechanic* 1975, Vol. 7, pp. 235-247.
- [51] J.C. Grosskreutz, C.G Shaw. "Critical mechanisms in the development of fatigue cracks in 2024 T4 aluminum". *Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture*, Brighton (1969).
- [52] H.Huth and D.Schütz, *The collection and analysis of fatigue damage occurring in aircraft in service*, Royal Aircraft Establishment Library Translation, Farnborough, UK, August 1977.
- [53] Robert R. Fuczak. "Effects of R-ratio on crack initiation at external discontinuities in autofrettaged cylinders". *Experimental Mechanics*_9, June 1984. pp 122-128.
- [54] N. Ranganathan, H. Aldroe, F. Lacroix, F. Chalon, R. Leroy, A. Tougui. "Fatigue crack initiation at a notch". *International Journal of Fatigue* 33 (2011) 492-499.
- [55] N. Benachour, A. Hadjoui, M. Benachour, M. Benguediab. "Stress ratio and notch effect on fatigue crack initiation and propagation in 2024 Al-alloy". *Waset Journal*. Vol. 55, 2011-07-20, pp 474-77.
- [56] C. Ngiau, D. Kujawski. "Sequence effects of small amplitude cycles on fatigue crack initiation and propagation in 2024-T351 aluminum".
- [57] P.J. Withers, H.K.D.H. Bhadeshia (2001). "Residual stress - Part 2: Nature and Origins". *Materials Sciences and Technology*, Vol. 17.
- [58] Barralis J; Castex L; Maeder G. *Précontraintes et traitements superficiels. Technique de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques M1 180.*
- [59] C.D.M. Liljedahl, J. Brouard, O. Zanellato, J. Lin, M.L. Tan, S. Ganguly, P.E. Irving, M.E. Fitzpatrick, X. Zhang, L. Edwards (2009). "Weld residual stress effects on fatigue crack growth behaviour of aluminum alloy 2024-T351". *International Journal of Fatigue* 31, pp 1081-1088.
- [60] L. Fratini, S. Pasta, A.P. Reynolds (2009). "Fatigue crack growth in 2024-T351 friction stirs welded joints: Longitudinal residual stress and micro-structural effects". *International Journal of Fatigue* 31, pp 495–500.
- [61] Y. Fouad, M. El-Metwally (2013). "Shot-peening effect on high cycling fatigue of Al-Cu alloy". *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 44 A, pp 5488-92.

- [62] O. S. Zaroog, A. Ali, B.B. Sahari, R. Zahari (2011) “Modeling of residual stress relaxation of fatigue in 2024-T351 aluminium alloy”. *International Journal of Fatigue* 33 (2011) 279–285.
- [63] Z. Semari, A. Aid A. Benhamena, A. Amrouche, M. Benguediab, A. Sadok, N. Benseddiq (2013). “Effect of residual stresses induced by cold expansion on the crack growth in 6082 aluminum alloy”. *Engineering Fracture Mechanics* 99, pp 159–168.
- [64] A. Amrouche, G. Mesmacque, S. Garcia, A. Talha. “Cold expansion effect on the initiation and the propagation of the fatigue crack”. *International Journal of Fatigue* 25: 949–954, 2003.
- [65] H.D. Gopalakrishna, H.N. Narasimha Murthy, M. Krishna, M.S. Vinod, A.V. Suresh (2010). “Cold expansion of holes and resulting fatigue life enhancement and residual stresses in Al 2024 T3 alloy – An experimental study”. *Engineering Failure Analysis* 17(2), pp 361-368.
- [66] Jones K.W., Dunn M.L. (2008) “Fatigue crack growth through a residual stress field introduced by plastic beam bending”. *Fat. Fract. Engng Mat. Struct.* Vol. 31, pp 863-75.
- [67] Keith W. Jones, Martin L. Dunn (2009). Predicting fatigue crack growth from a preyielded hole. *International Journal of Fatigue*, 31, pp 223–230.
- [68] A.N. Al-Khazraji, F.M. Mohammed, R.A. Al-Taie (2011). Residual Stress Effect on Fatigue Behavior of 2024- Aluminum Alloy”. *Eng. Tech. Journal*, 29(3), pp 567-578.
- [69] V. N. Ezhov, V.M. Sidyachenko (1994). “Influence of plastic predeformation on the fatigue strength of compressor blades with defects”. *Strength of Materials*, 26(10), pp 772-782.
- [70] Y. Mézière, R. Champavère, R. Batische, C. Mokhdani, A. Pineau (1996). “Fatigue crack initiation from notches in ferritic-pearlitic steels”. *European Conference of Fracture: ECF 11- Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure*, Vol. II. Poitiers, France.
- [71] M.A. Wahab, G.R. Rohrsheim, J.H. Park (2004). “Experimental study on the influence of overload induced residual stress field on fatigue crack growth in aluminum alloy”. *J. of Materials Processing Technology*, 153-154, pp 945-51.
- [72] Heper Recai; Vardar Oktem (2003). “Elastic plastic material response of fatigue crack surface profiles due to overload interactions”. *International Journal of Fatigue*, 25, pp 801-810.
- [73] M. Benachour, M. Benguediab, N. Benachour (2013). “Notch fatigue crack initiation and propagation life under constant amplitude loading through residual stress field. *Advanced Materials Research*, Vol. 682, pp 17-24.

- [74] M. Benachour, M. Dahaoui, N. Benachour, A. Cheikh, M. Benguediab (2013). "Effect of levels of residual stress at notch on fatigue crack growth". In proceeding of 13th Int. Conf. on Fracture, June 16–21, Beijing, China.
- [75] J.D. Almer, J.B. Cohen, B. Moran (2000). "The effects of residual macrostresses and microstresses on fatigue crack initiation". *Materials Science and Engineering A284*, pp 268–279.
- [76] Hadi Taghizadeh, Tajbakhsh Navid Chakherlou, Afshin Babaei Aghdam. (2013) "Prediction of fatigue life in cold expanded Al-alloy 2024-T3 plates used in double shear lap joints". *Journal of Mechanical Science and Technology* 27 (5), pp 1415-1425.
- [77] H.M. Westergaard (1939). Bearing pressures and cracks. *Transactions ASME, Journal App. Mech.*, A 49.
- [78] G.R Irwin (1960), "Plastic zone near a crack and fracture toughness". In: *Proceeding of the 7th Sagamore Ordnance Materials Conference*, New York, Syracuse University, pp 63-78.
- [79] M. Krkoska, S.A. Barter, R.C. Alderliesten, P. White, R. Benedictus (2010). Fatigue crack paths in AA2024-T3 when loaded with constant amplitude and simple underload spectra. *Engineering Fracture Mechanics* 77, pp 1857–1865.
- [80] R.O. Ritchie (1977). Influence of microstructure on near-threshold fatigue-crack propagation in ultra-high strength steel. *Metal Science*, 11(8-9), pp 8-9.
- [81] P.C. Paris, M. Gomez, W.E. Anderson (1961). A rational analytic theory of fatigue. *Trend Eng, Univ Washington*, 13(1), pp 9-14.
- [82] P. Paris and F Erdogan (1963), A critical analysis of crack propagation laws, *Journal of Basic Engineering, Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, December 1963, pp.528-534.
- [83] Walker, E.K., 1970. "The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7076-T6 aluminum. In: *Effect of environment and complex load history on fatigue life*", ASTM STP 462. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp.1–14.
- [84] Forman, R. G., 1972. "Study of fatigue crack initiation from flaws using fracture mechanics theory". *Engineering Fracture Mechanics*. 4(2), pp. 333–345.
- [85] Hartman, A. and J. Schijve, 1970. "The Effects of Environment and Load Frequency on the crack propagation law for macro fatigue crack growth in aluminum alloys". *Engineering Fracture Mechanics*, 1(4), pp. 615-631.
- [86] R.G Forman, S.R Mettu. "Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in Ti-6Al-4V alloy". *Fracture Mechanics 22nd Symposium, Vol. 1, ASTM STP 1131*, H.A. Saxena and D.L. McDowell, eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992.

- [87] J.R. Mohanty, B.B. Verma, P.K. Ray. “Prediction of fatigue crack growth and residual life using an exponential model: Part I (constant amplitude loading)”. *International Journal of Fatigue* 31 (2009) 418–424.
- [88] J.R. Mohanty, B.B. Verma. “Determination of fatigue crack growth rate from experimental data: a new approach”. *Int. J. Microstructure and Materials Properties*, Vol. 5, No. 1, 2010
- [89] M. Benachour, A. Belmokhatr, N. Benachour (2013). Contribution in fatigue crack growth model of 2024 T351 Al-alloy. 4ème Journées Nationales de Mécanique JENM’2013. 27-28 Novembre 2013, Batna, Algérie.
- [90] D. Kujawski (2001) “Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminum alloys”. *Int. J. Fatigue* 23, pp 95-102.
- [91] C.A. Rodopoulos, J.-H. Choi, E.R. de los Rios, J.R. Yates (2004). Stress ratio and the fatigue damage map—Part II: The 2024-T351 aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, 26(7), 747-752
- [92] Al.Th. Kermanidis, P.V. Petroyiannis, Sp.G. Pantelakis. (2005). Fatigue and damage tolerance behaviour of corroded 2024 T351 aircraft aluminum alloy. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 43, pp 121–132.
- [93] A.H. Noroozi, G. Glinka, S. Lambert. (2007). A study of the stress ratio effects on fatigue crack growth using the unified two-parameter fatigue crack growth driving force. *International Journal of Fatigue* 29 (2007) 1616–1633.
- [94] H. Mayer, M. Fitzka, R. Schuller (2014). Variable amplitude loading of Al 2024-T351 at different load ratios using ultrasonic equipment. *International Journal of Fatigue* 60 (2014) 34–42.
- [95] W. Elber (1970). Fatigue crack closure under cyclic tension”, *Engng. Fract. Mech.*, 2, pp 37-45.
- [96] W. Elbert, “The significance of fatigue crack closure”. In: *Damage Tolerance in Aircraft Structures*, ASTM STP 486, p.230-242, 1971.
- [97] J. C. Newman, W. Elber (eds), *Mechanics of Fatigue Crack Closure*. ASTM STP-982, ASTM, Philadelphia, Pennsylvania (1988).
- [98] T. Svensson, E. Johnson. Optimal experimental design for estimating crack closure features. *International Journal of Fatigue* 26 (2004) 705–716
- [99] T. Mansson, H. Öberg, F. Nilsson (2004). Closure effects on fatigue crack growth rates at constant and variable amplitude loading. *Engineering Fracture Mechanics* 71 (2004) 1273–1288.
- [100] J. Carroll, C. Efstathiou, J. Lambros, H. Sehitoglu, B. Hauber, S. Spottswood, R. Chona. Investigation of fatigue crack closure using multiscale image correlation experiments. *Engineering Fracture Mechanics* 76 (2009) 2384–2398.
- [101] J.Z. Liu, X.R. Wu. (1997). Study on fatigue crack closure behavior for various cracked geometries. *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 57, No. 5, pp. 475-491.

- [102] J.C. Newman Jr., J.J. Ruschau. The stress-level effect on fatigue-crack growth under constant-amplitude loading. *International Journal of Fatigue* 29 (2007) 1608-1615.
- [103] P.F.P. de Matos, D. Novell. On the accurate assessment of crack opening and closing stresses in plasticity-induced fatigue crack closure problems. *Engineering Fracture Mechanics* 74 (2007) 1579-1601.
- [104] J. Toribio, V. Kharin. Simulations of fatigue crack growth by blunting–re-sharpening: Plasticity induced crack closure vs. alternative controlling variables. *International Journal of Fatigue* 50 (2013) 72–82.
- [105] F. K. Ibrahim, J. C. Thompson and T. H. Topper. A study of the effect of mechanical variables on fatigue crack closure and propagation. *Int. J. Fatigue* 8(3), (1986) pp135-142
- [106] D.A. Lados, D. Apelian, J. Keith Donald. Fracture mechanics analysis for residual stress and crack closure corrections. *International Journal of Fatigue* 29 (2007) 687–694.
- [107] J. Codrington, A. Kotousov. Investigation of plasticity-induced fatigue crack closure. 5th Australasian Congress on Applied Mechanics, ACAM 2007, 10-12 December 2007, Brisbane, Australia
- [108] G. Savaidis, A. Savaidis, P. Zerres, M. Vormwald. Mode I fatigue crack growth at notches considering crack closure. *International Journal of Fatigue* 32 (2010) 1543-1558.
- [109] J. Schijve (1981). Some formulas for the crack opening stress level, *Engng. Fract. Mech.*, 14, pp 461-465, 1981.
- [110] M. Benguediab (1989). “Etude de la propagation des fissures de fatigue sous spectres de chargement réduits”, Thèse de Doctorat d’Etat, Université de Poitiers.
- [111] D. Aliaga, A. Davy, H. Schaff (1985). “A simple crack closure model for predicting fatigue crack growth under flight simulation loading”. *Proceeding of 13th ICAF Symposium in Pisa*, 605.
- [112] M. Katcher, M. Kaplan (1974), “Effect of R-factor and crack closure on fatigue crack growth for aluminium and titanium alloys”. *ASTM STP 559*, 264-282.
- [113] R. Kumar, S.B.L. Garg (1988), “Effect of stress ratio and effective stress range ratio on fatigue crack growth for 6061-T6 Al-alloy”. *Int. J. Press. Vess. Piping* 33, 378 384.
- [114] S. Chand, S.B.L. Garg (1985), “Crack propagation under constant amplitude loading”. *Engng Fracture Mech.* 21, 1-30.
- [115] Y.P. Srivastava, S.B.L. Garg (1985), “Influence of R on effective stress range ratio and crack growth”. *Engng Fractur Mech.* 22, 915-926.

- [116] R. Kumar, S.B.L. Garg (1989). "Effect of yield stress and stress ratio on fatigue crack closure in 6063-T6 Aluminium Alloy". *Int. J. Press. Vess. Piping* 38, 293-307.
- [117] J. Petit (1992), "Theoretical concepts and numerical analysis of fatigue", Birmingham.
- [118] F.J. McMaster, D.J. Smith (2001), "Predictions of fatigue crack growth in aluminum alloy 2024 t351 using constraint factors", *International Journal of Fatigue*, 23: S93–S101.
- [119] F. K. Ibrahim, J. C. Thompson and T. H. Topper (1986). A study of the effect of mechanical variables on fatigue crack closure and propagation. *Int. J. Fatigue* 8(3), pp135-142
- [120] S.J. Zhang, H. Döker, H. Nowack, K. Schulte, K.H. Trautmann (1993). Exact Determination of Δ_{eff} and crack propagation prediction for selected loading sequences. *Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques: Second Volume*, ASTM STP 1211, M. R. Mitchell and R. W. Landgraf, Eds., ASTM, Philadelphia, , pp. 54-71.
- [121] S. Chand and S. B. L. Garg (1983), Crack closure studies under constant amplitude loading. *Engng Fracture Mech.* 18, 333-347.
- [122] S.J. Hudak Jr., D.L., Davidson (1988). The dependence of crack closure on fatigue loading variables. *Mechanics of closure*, ASTM STP 982, J. C. Newman, Jr. and W. Elber, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 121-138.
- [123] V. Bachmann, D. Munz, *International Journal of Fracture* (1975), Vol. 11, pp.713-717.
- [124] M. Benachour (2008). "Simulation de l'avancée d'une fissure de fatigue à travers un champ de contraintes résiduelles ». Thèse de Doctorat, Université de Sidi Bel Abbes, Algérie.
- [125] A. Belmokhtar (2013). "Contribution au développement d'un modèle de propagation pour la prédiction de la durée de vie en fatigue". Mémoire de magistère, Université de Tlemcen.
- [126] Y. Murakami (1987). "Stress intensity factors handbook", Pergamon Pressn Oxford. Vol. 1. pp 9-17.
- [127] M. Creager, P.C. Paris (1967). "The elastic filed near tip for blunt crack". *International Journal of Fracture*, 3, 247.
- [128] M. Benachour, A. Hadjoui, M. Benguediab, N. Benachour. *MRS Proceedings*, 1276, 7 (2010).
- [129] Xiulin Zheng (1986). "A furthers study on fatigue crack initiation life – mechanical model for fatigue crack initiation. *International Journal of Fatigue*, Vol. 8(1), pp 17-21.

- [130] M.A. Pompetzki, T.H. Topper, D.L. DuQuesnay, M.T. Yu (1990). “Effect of compressive underloads and tensile overloads on fatigue damage accumulation in 2024-T351 aluminum. *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 18(1), pp 53–61.
- [131] R. Jurcevic, D.L. DuQuesnay, T.H. Topper, M.A. Pompetzki (1990). “Fatigue damage accumulation in 2024-T351 aluminum subjected to periodic reversed overloads”. *International Journal of Fatigue*, Vol. 12(4), pp 259-66.
- [132] J. Besson, R. Foerch (1997). Large scale object-oriented finite element code design, *Comp. Meth. Appl. Mech. Engng*, Vol. 142, pp 165-187.
- [133] J. Lemaitre, J. Chaboche (1985). “Mechanics of solid materials”, Cambridge University Press, UK.
- [134] J.A. Harter. (2006). “AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP”. Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory.
- [135] E. Tuegel (1996). “Strain-life crack initiation life software, provided by analytical processes and engineered solutions (AP/ES)”, Inc., 1996.
- [136] H. Neuber (1960). “Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law,” *Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics*. pp. 544-550.
- [137] J.C. Newman (1984). “A crack opening stress equation for fatigue crack growth”. *International Journal of Fracture*, 24(3), pp R131-135

Publications

- [1] **N. Benachour**, A. Hadjoui, M. Benachour, M. Benguediab (2011), "Stress ratio and notch effect on fatigue crack initiation and propagation in 2024 Al-alloy", World Academy of Science, Engineering and Technology, International Science Index 55, 5(7), 470-471. (*Indexed in Scopus*).
- [2] **M. Benachour**, M. Benguediab, **N. Benachour** (2013). "Notch fatigue crack initiation and propagation life under constant amplitude loading through residual stress fields". Advanced Materials Research Vol. 682 (2013) pp 17-24. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.682.17. (Index in Scopus).
- [3] **M. Benachour**, **N. Benachour**, M. Benguediab (2013), "effect of single overload and stress ratio on fatigue crack growth". World Academy of Science, Engineering and Technology, International Science Index 84, International Journal of Mechanical, Industrial Science and Engineering, 7(12), 158-162.

Conferences Internationales

- [1] **M. Benachour**, **N. Benachour** (2011). "Comparative study of fatigue crack growth of stainless steel 304 and 316L". In proceeding of 6th European Conference on Steel and Composite Structures, August 30 - September 02, 2011. Budapest, Hungary. (Volume C: ISBN 978-92-9147-103-4).
- [2] **Benachour Mustapha**, **Benachour Nadjia**, Benguediab Mohamed, Abdelhamid Hadjoui (2012) "Notch and thermal heating effects on fatigue crack initiation of Al-alloy". VIIèmes Journées d'Etudes Techniques 2012: The International Congress for Applied Mechanics - La mécanique et les matériaux, moteurs du développement durable : JET 2012, du 02 au 04 mai 2012, Marrakech – Maroc
- [3] M. Benachour, M. Dahaoui, N. Benachour, A. Cheikh, M. Benguediab (2013). "Effect of levels of residual stress at notch on fatigue crack growth". 13th International Conference on Fracture June 16–21, 2013, Beijing, China (Indexed in Gruppo Frattura).

Conferences Nationales

- [1] **N. Benachour**, M. Benachour, A. Hadjoui, M. Benguediab (2011), "Notch effect on fatigue crack initiation". 3^{èmes} Journées d'Etudes nationales de Mécanique: JENM'2011, 29-30 Novembre 2011, Batna.
- [2] M. Benachour, **N. Benachour** (2011), "Sequences loading effects on fatigue crack growth retardation of Al-alloy". JENM'2011, 29-30 Novembre 2011, Batna.
- [3] **M. Benachour**, A. Belmokhtar, **N. Benachour**, M. Benguediab (2014). "Describing fatigue crack growth in 2024 T351 Al-alloy with an enhanced exponential model". JM'09 EMP, les 08 et 09 Avril 2014, Alger.

Stress Ratio and Notch Effect on Fatigue Crack Initiation and Propagation in 2024 Al-alloy

N. Benachour, A. Hadjoui, M. Benachour, M. Benguediab

Abstract—This study reports an empirical investigation of fatigue crack initiation and propagation in 2024 T351 aluminium alloy using constant amplitude loading. In initiation stage, local strain approach at the notch was used and in stable propagation stage NASGRO model was applied.

In this investigation, the flat plate of double through crack at hole is used. Based on experimental results (AFGROW Database), effect of stress ratio, R , is highlights on fatigue initiation life (FIL) and fatigue crack growth rate (FCGR). The increasing of dimension of hole characterizing the notch effect decrease the fatigue life.

Keywords—Fatigue crack growth, initiation life, Al-Alloy, stress ratio, notch effect

I. INTRODUCTION

FATIGUE process undergoes several stages and from an engineering point of view it is convenient to divide the fatigue life of a structure into three stages [1]: fatigue crack initiation, stable crack propagation and unstable crack propagation. Generally mechanical components and structures contain geometrical discontinuities and notches. In aircraft structures especially fuselages require holes for their assembly by riveting. Stress concentration will be produced in these discontinuities (holes) as a result of external force and depend of diameter of hole. The stresses are generally higher than the nominal values, and if precautions (good quality of machining of hole, induction of residual stress ...etc.) are not taken into account, notches could be sites of crack initiation and evolution of crack propagation. To assess the effects of notches on the behavior of structures, the prediction of fatigue strength compared to the challenges of design and safety is relevant. Fatigue life prediction of structures with discontinuities has been extensively studied [2-5]. Fatigue crack initiation life has been estimated by many authors [4, 6-7] when different approaches will be used, which is based on nominal stresses, stress concentration factor and local stress-strain concepts. Others researchers employed the equivalent strain-energy density method to predict fatigue crack initiation [5, 8, 9]. The cited works assumed that crack propagation part

of fatigue life is small comparatively to the fatigue initiation life. Generally fatigue life of materials and structures depends on several parameters. Especially in initiation phase, fatigue life is linked strongly to metallurgical, geometrical and loading parameters. The main loading parameter is stress ratio studied by several researchers, principally in stable crack propagations on some materials [10-12]. Effect of stress on the proportion of the total life occupied by initiation and by propagation of the crack is discussed by Pearson [13]. In this work and for a crack initiated at a plane polished surface the propagation life varied from almost 100 percent of the total life at a life of about 2×10^4 cycles to a small proportion at a total life approaching the fatigue limit. Effect of predeformation on fatigue crack initiation of X60 pipeline steel was studied by Zheng et al. [14]. In this investigation fatigue crack initiation life depends on both strength and ductility of metals. Pre-deformation does not always decreases the fatigue life of steel; it depends on the actual content of the pre-strain. Initiation of cracks at a mild notch in aluminium alloy 2024-T4 was investigated by Grosskreutz and Shaw [15]. The notch was to localise the initiation site and they used a replica method and high resolution microscopy to detect the crack. A large majority of fatigue cracks in aluminium alloy aircraft structures initiate at fastener holes in joints [16]. Effect of stress ratio on fatigue crack initiation from hole was investigated by Fajczak [17]. For positive values of stress ratio, an increase in the R -ratio decreases the number of cycles to initiate a fatigue crack while the alternating stress is kept constant. Recently, in the investigation of Ranganathan et al [18], crack initiation phase has been considered in the estimation of total fatigue life when short crack growth approach was used. The results on fatigue crack initiation of 2024 T351 aluminium alloy show an increasing in fatigue life initiation with increasing stress ratio and maximum remote stress in measured and predicted results. On other material (aluminium alloy 7449 T7951), the fatigue crack growth analysis show that for the test at 120 MPa the crack initiation period seems to be significant (30% of total life) comparatively to the test at 140 MPa when the initiation period is negligible. In this work, stress ratio and notch sensitivity (hole effect) on fatigue initiation life and fatigue crack growth were studied from the double through crack at hole flat plate specimen made of the 2024-T351 Al-alloy. The study of these stages is based on local strain approach at the notch and NASGRO model.

II. LOCAL STRAIN APPROACH & FATIGUE CRACK GROWTH MODEL

A. Local strain approach

Fatigue resistance of metals can be characterized by a strain-life curve. Tuelgel initially provided the strain-life based

N. Benachour, is with the Physics Department, University of Tlemcen, Faculty of Sciences, IS2M Laboratory, Algeria, (e-mail: nbenachour2005@yahoo.fr).

A. Hadjoui is with the Mechanical Engineering Department, University of Tlemcen, Faculty of Technology, IS2M Laboratory, BP 230-Tlemcen, Algeria, (e-mail: hadjoui_ab@yahoo.fr).

M. Benachour is with the university of Tlemcen, IS2M Laboratory of Tlemcen, Faculty of Technology, BP 230, Tlemcen, Algeria (phone: +213 43 28 56 86; fax: +213 43 28 56 85; e-mail: mbenachour_99@yahoo.fr).

M. Benguediab, is with Sidi Bel Abbes University. He is now with the Department of Mechanical Engineering (e-mail: benguediab_m@yahoo.fr).

fatigue crack initiation module [19]. In AFGROW code [20], strain-life based crack initiation analysis method to predict crack initiation life is incorporated. In fatigue case and at the notch tip, local strains are obtained by using the Neuber's rule or Glinka [21] expressed in following form:

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_a)^2}{4E} = \frac{\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon}{2} \quad (1)$$

where “ σ_a ” is the applied stress and “ σ ” and “ ε ” are the resulting local stress and strain values corrected for the notch effect.

The fatigue notch factor, (K_f), is essentially the K_t value corrected to account for the notch sensitivity for the given material [22]. It is determined as follows:

$$K_f = 1.0 + \left(\frac{K_t - 1.0}{1.0 + (\alpha/r)} \right) \quad (2)$$

where “ α ” is an empirically determined material constant [23] and r is the notch root radius.

In Glinka's approach the local strains and stresses should represent energy equivalence as compared the remote loading conditions, leading to the following equation:

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_a)^2}{2E} = \frac{\Delta\sigma^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma}{n'+1} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (3)$$

In this equation K' and n' correspond to the material's cyclic hardening law.

The local strains were determined by coupling equation (1) and (3), given local strain range in function of local stress range named cyclic stress-strain (equation 4).

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (4)$$

The relationship between total strain amplitude, $\Delta\varepsilon/2$ and life to failure, $2N_f$, can be expressed in the form [24]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{2E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (5)$$

where “ σ'_f ” is the fatigue strength coefficient; “ b ” is the fatigue strength exponent, “ ε'_f ” is the fatigue ductility, “ c ” is the fatigue ductility exponent.

B. Fatigue crack growth model

AFGROW code developed by NASA [20] is used for simulation of fatigue crack growth. The interest model is NASGRO model when totality of fatigue crack growth curves is considered. NASGRO model are expressed bellow (Eq. 6):

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (6)$$

f present the contribution of crack closure and the parameters C , n , p , q were determined experimentally and ΔK_{th} is the crack propagation threshold value of the stress-intensity factor range. For constant amplitude loading, the function f determined by Newman [25] can be written as (Eq. 7):

$$f = \frac{K_{op}}{K_{max}} = \begin{cases} \text{Max}(R, A_0 + A_1R + A_2R^2 + A_3R^3) & R \geq 0 \end{cases} \quad (7)$$

coefficients A_i are expressed by equation 8.

$$\begin{cases} A_0 = (0.825 - 0.34\alpha + 0.05\alpha^2) \left[\cos\left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0}\right) \right]^{\frac{1}{\alpha}} \\ A_1 = (0.415 - 0.071\alpha) \sigma_{max} / \sigma_0 \\ A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \\ A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \end{cases} \quad (8)$$

III. MATERIAL PROPERTIES AND SPECIMEN GEOMETRY

The material used in this study is the aluminum alloy 2024-T351. Plates are subjected to numerical fatigue tests in L-T orientation. The basic mechanical properties for Aluminum alloys 2024-T351 are given in Table 1. Simulation of fatigue crack initiation and crack growth used plate with double through crack at hole under tensile tests (Fig. 1).

TABLE I
MECHANICAL PROPERTIES OF 2024 T351 AL-ALLOY

$\sigma_{0.2}$ (MPa)	K_C (MPa.m ^{0.5})	K_{Ic} (MPa.m ^{0.5})	E (Gpa)	ν
372.32	74.72	37.36	73.09	0.33

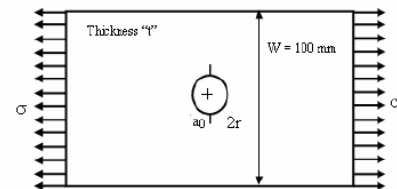


Fig. 1 Finite plate specimen (double through crack at hole)

fatigue crack initiation module [19]. In AFGROW code [20], strain-life based crack initiation analysis method to predict crack initiation life is incorporated. In fatigue case and at the notch tip, local strains are obtained by using the Neuber's rule or Glinka [21] expressed in following form:

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_a)^2}{4E} = \frac{\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon}{2} \quad (1)$$

where “ σ_a ” is the applied stress and “ σ ” and “ ε ” are the resulting local stress and strain values corrected for the notch effect.

The fatigue notch factor, (K_f), is essentially the K_t value corrected to account for the notch sensitivity for the given material [22]. It is determined as follows:

$$K_f = 1.0 + \frac{(K_t - 1.0)}{1.0 + (\alpha/r)} \quad (2)$$

where “ α ” is an empirically determined material constant [23] and r is the notch root radius.

In Glinka's approach the local strains and stresses should represent energy equivalence as compared the remote loading conditions, leading to the following equation:

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_a)^2}{2E} = \frac{\Delta\sigma^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma}{n'+1} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (3)$$

In this equation K' and n' correspond to the material's cyclic hardening law.

The local strains were determined by coupling equation (1) and (3), given local strain range in function of local stress range named cyclic stress-strain (equation 4).

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (4)$$

The relationship between total strain amplitude, $\Delta\varepsilon/2$ and life to failure, $2N_f$, can be expressed in the form [24]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{2E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (5)$$

where “ σ'_f ” is the fatigue strength coefficient; “ b ” is the fatigue strength exponent, “ ε'_f ” is the fatigue ductility, “ c ” is the fatigue ductility exponent.

B. Fatigue crack growth model

AFGROW code developed by NASA [20] is used for simulation of fatigue crack growth. The interest model is NASGRO model when totality of fatigue crack growth curves is considered. NASGRO model are expressed bellow (Eq. 6):

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (6)$$

f present the contribution of crack closure and the parameters C , n , p , q were determined experimentally and ΔK_{th} is the crack propagation threshold value of the stress-intensity factor range. For constant amplitude loading, the function f determined by Newman [25] can be written as (Eq. 7):

$$f = \frac{K_{op}}{K_{max}} = \left\{ \text{Max}(R, A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3) \right\} \quad R \geq 0 \quad (7)$$

coefficients A_i are expressed by equation 8.

$$\begin{cases} A_0 = (0.825 - 0.34\alpha + 0.05\alpha^2) \left[\cos\left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0}\right) \right]^{\frac{1}{\alpha}} \\ A_1 = (0.415 - 0.071\alpha) \sigma_{max} / \sigma_0 \\ A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \\ A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \end{cases} \quad (8)$$

III. MATERIAL PROPERTIES AND SPECIMEN GEOMETRY

The material used in this study is the aluminum alloy 2024-T351. Plates are subjected to numerical fatigue tests in L-T orientation. The basic mechanical properties for Aluminum alloys 2024-T351 are given in Table 1. Simulation of fatigue crack initiation and crack growth used plate with double through crack at hole under tensile tests (Fig.1).

TABLE I
MECHANICAL PROPERTIES OF 2024 T351 AL-ALLOY

$\sigma_{0.2}$ (MPa)	K_{Ic} (MPa.m ^{0.5})	K_{IIc} (MPa.m ^{0.5})	E (Gpa)	ν
372.32	74.72	37.36	73.09	0.33

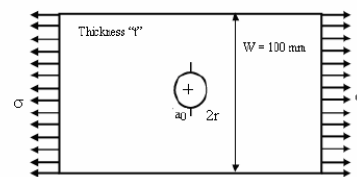


Fig. 1 Finite plate specimen (double through crack at hole)

V. CONCLUSION

Fatigue crack initiation and fatigue crack growth rate of 2024 T351 on the double through crack at hole plate specimen are investigated in this work. The main conclusions are resumed below:

- The result of this study shows that crack initiation and crack propagation were dependent on the component geometry and applied stresses.
- Fatigue life is related to crack initiation and growth. Crack initiation is related to applied mean stress (effect of R-ratio), stress concentrations and material properties.
- An increasing of stress ratio increase the fatigue crack growth rate.
- An increasing of notch radius (dimension of hole), decrease fatigue initiation life.

REFERENCES

- [1] Glinka G. Residual stress in fatigue and fracture: Theoretical analyses and experiments. In Niku-Lari A., Editor, *Advances in Surfaces Treatments*, pp 413-454. Pergamon Press, 1987. Residual stresses, volume 4.
- [2] Topper, T. H., Wetzell, R. M., and Morrow, J., "Neuber's Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens," *J. Mater.*, Vol. 4, No. 1, pp. 200-209, 1969.
- [3] Dabell, B. J., Hill, S. J., Eaton, D. E., Watson, P., "Fatigue life prediction for notched components," *Journal of the Society of Environmental Engineers*, Vol. 16, No. 4, pp. 3-11, 1977.
- [4] Truchon, M., "Application of low-cycle fatigue test results to crack initiation from notches, low-cycle fatigue and life prediction," *ASTM STP 770*, C. Amzallag, B. N. Leis, and P. Rabbe, (Eds.), American Society for Testing and Materials, pp. 254-268, 1982.
- [5] Glinka, G., "A notch stress-strain analysis approach to fracture crack growth". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 21, No. 2, pp. 245-261, 1985.
- [6] Socie, D. F., "Fatigue-life prediction using local stress-strain concept," *experimental mechanics*, Vol. 17, pp. 50-56, 1977.
- [7] Zheng X. "On some basic problems of fatigue research in engineering", *Int. J. Fatigue* 2001; 23:751-66.
- [8] Khan, Z., Rauf, A. and Younas, M., Prediction of fatigue crack propagation life in notched members under variable amplitude loading," *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 6, No. 3, pp. 365-373, 1997.
- [9] Zheng M, Niemi E, Zheng X. An energetic approach for predict fatigue crack initiation life of LY 12 CZ aluminum and 16 Mn steel. *Theor Appl Fract Mech* 1997; 26:23-8.
- [10] F.J. McMaster, D.J. Smith, *International Journal of Fatigue* 23, S93-S101, (2001)
- [11] C.S. Kusko, J.N. Dupont, A.R. Marder, "Influence of stress ratio on fatigue crack propagation behavior of stainless steel welds". *Welding Journal*, February 2004, 59S-64S, (2004)
- [12] C.A. Rodopoulos, J. H. Choi, E.R. de los Rios, J.R. Yates. "Stress ratio and the fatigue damage map—Part II: The 2024-T351 aluminium alloy". *International Journal of Fatigue* 26 (2004) 747-752.
- [13] S. Pearson. "Initiation of fatigue crack in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks". *Engineering Fracture Mechanics* 1975, Vol. 7, pp. 235-247.
- [14] M. Zheng, J.H. Luo, X.W. Zhao, Z.Q. Bai, R. Wang. "Effect of pre-deformation on the fatigue crack initiation life of X60 pipeline steel". *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 82 (2005) 546-552.
- [15] J.C. Grosskreutz, C.G. Shaw. "Critical mechanisms in the development of fatigue cracks in 2024 T4 aluminum". *Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture*, Brighton (1969).
- [16] H.Huth and D.Schütz, The collection and analysis of fatigue damage occurring in aircraft in service, Royal Aircraft Establishment Library Translation 1934, Farnborough, UK, August 1977.
- [17] Robert R. Fucjczak. "Effects of R-ratio on crack initiation at external discontinuities in autofrettagged cylinders". *Experimental Mechanics* 9, June 1984, pp 122-128.
- [18] N. Ranganathan, H. Aldroe, F. Lacroix, F. Chalou, R. Leroy, A. Tougui. "Fatigue crack initiation at a notch". *International Journal of Fatigue* 33 (2011) 492-499.
- [19] Tugel, E., "Strain-life crack initiation life software, provided by analytical processes and engineered solutions (AP/ES)", Inc., 1996.
- [20] Harter, J.A., "AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP". Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory.
- [21] Neuber, H., "Theory of stress concentration for shear-strained prismatical bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law," *Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics*, pp. 544-550, Dec 1960.
- [22] Peterson, R.E., "Stress concentration factors," John Wiley and Sons, 1974.
- [23] Hall, L.H. et al., "Fracture and Fatigue of surface flaws and flaws originating at fastener holes," Volume 1, AFFDL-TR-74-47, 1973.
- [24] Coffin, L.F., "A study of effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal". *Transactions of the ASME*, vol. 76, pp. 931-950, 1954.
- [25] Newman, J.C., 1984, "A crack opening stress equation for fatigue crack growth". *International Journal of Fracture*, 24(3), R131-135.

Notch Fatigue Crack Initiation and Propagation Life under Constant Amplitude Loading Through Residual Stress Field

M. Benachour^{1, a}, M. Benguediab^{2, b} and N. Benachour^{3, c}

¹IS2M Laboratory, Mechanical Engineering Department, University of Tlemcen, Algeria

²LMMP Laboratory, Mechanical Engineering, University of Sidi Bel Abbes, Algeria

³Department of Physics, University of Tlemcen, Algeria

^abmf_12002@yahoo.fr ^bbenguediab_m@yahoo.fr, ^cnbenachour2005@yahoo.fr

Keywords: Crack initiation, crack growth, residual stress, finite element method, Al-alloy.

Abstract. The purpose of this paper is to estimate the number of cycles for fatigue crack initiation in notched plate under constant amplitude loading through tensile residual stress field of Aluminum alloy plate. Residual stress field was generated by plastic deformation using finite element method. Simulation of fatigue behavior was made on AFGROW code. It was shown that the fatigue crack initiation and propagation were affected by level of residual stress field. In this investigation, the presence of tensile residual stresses reduces considerably the total fatigue life. Loading parameter namely stress ratio was studied. The decreasing in this parameter reduces the fatigue crack growth rate (FCGRs).

Introduction

Engineers and researchers divide fatigue damage in three stages [1]: fatigue crack initiation, stable crack propagation and unstable crack propagation. Generally, mechanical components and structures contain geometrical discontinuities and notches. In aircraft structures especially fuselages require holes for their assembly. Stress concentration will be produced in these discontinuities as a result of external force and depend of diameter of hole. The stresses are generally higher than the nominal values, and if precautions (good quality of machining of hole, induction of residual stress ...etc.) are not taken into account, notches could be sites of crack initiation. Crack initiation occurs as a consequence of micro structural changes in metallic materials during fatigue process. Different mechanisms are responsible for their formation [2]. If it is accepted that for given materials states at comparable load amplitudes increasing amounts of plastic strain amplitudes lead to decreasing numbers of crack initiation cycles N_i , it follows that residual stresses may extend, shorten, or leave unchanged the number of cycles to crack initiation. Fatigue life prediction of structures with discontinuities has been extensively studied [3, 4]. Fatigue crack initiation lives have been predicted by many researchers [4-8] using different approaches. These approaches are based on nominal stresses, stress concentration factor, local stress-strain concepts and equivalent strain-energy density method. In, all paper, it is argued that fatigue life in propagation stage is small comparatively to the fatigue initiation life.

Fatigue life of materials and structures depends on several parameters. In initiation stage, fatigue life is linked strongly to metallurgical, geometrical, loading parameters and residual stress. Effect of stress ratio was investigated by several researchers, principally in stable crack propagations on some materials [9-11]. The residual stresses present diverse origins and several shapes [12-16] namely shot-penning, expansion of hole, overloads, under-load, welding, predeformation or pre-yielded The stress field is beneficial if the stress is in compressive state [17], then tensile residual stresses increase fatigue crack growth rate [18]. In the investigation of Kamel et al. [19] effects of tensile and compressive residual stress in fracture mechanics specimens by the application of a mechanical pre-load were studied. This is considered in the context of a 'C' shape specimen which is mechanically pre-tensioned or pre-compressed to produce, respectively, a compressive or tensile

residual stress in the region where the crack is introduced. Finite-element analysis is performed to simulate the pre-loading and the subsequent fracture loading of the cracked specimens. In the investigation of Al-Khazraji et al. [20], effect of residual stress on the fatigue behavior of 2024 aluminum alloy was studied experimentally and numerically using finite element method. Residual stresses were imparted to the fatigue tests specimens by heat treatment, pre-strain and welding. Effect of predeformation on fatigue crack initiation in pipeline steel was studied by Zheng et al. [21]. In this investigation fatigue crack initiation life depends on both strength and ductility of metals. Pre-deformation does not always decreases the fatigue life of steel; it depends on the actual content of the pre-strain. Initiation of cracks at a mild notch in aluminum alloy 2024-T4 was investigated by Grosskreutz and Shaw [22]. Recently, fatigue crack initiation performed on 2024 T351 Al-alloy was studied by Ranganathan et al [23]. In this work crack initiation phase has been considered in the estimation of total fatigue life when short crack growth approach was used and results have showing an increasing in fatigue life initiation with increasing stress ratio and maximum remote stress in measured and predicted results.

In this attempt, effect of stress ratio and tensile residual stress at notch (hole) were investigated on crack initiation life and fatigue crack growth using double through crack at hole of plate specimen. The present study was performed on 2024-T351 Al-alloy. Stage initiation and stable fatigue crack growth are based respectively on local strain approach at the notch and on NASGRO model.

Prediction of Residual Stress Field by Preloading

Bi-dimensional FEA calculations of residual stress due to the pre-deformation effect were carried out using ANSYS, Version 11. The model consisted of full integration elements of type plane 183. The mesh was more refined in the region of the notch root (Fig. 1). Numerical study was performed on 2024 T 351 Al-alloy. Mechanical properties are shown on Table 1 and true strain stress curve is illustrated on Fig. 2.

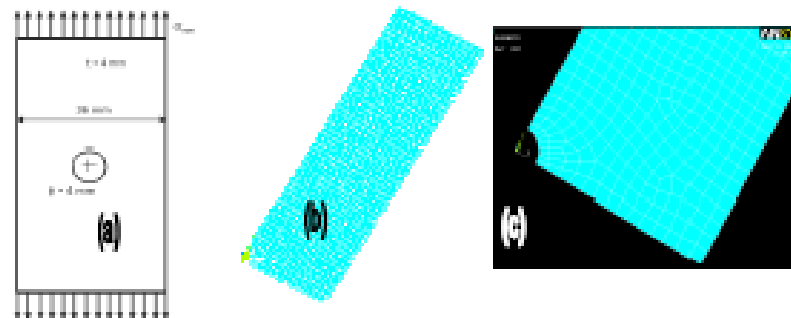


Fig. 1. Specimen study with uniform load (a) geometry (b) Mesh of notched plate (c) 1/4 of plate detail of mesh around hole

Table1: Mechanical properties of 2024 T351 Al-alloy

$\sigma_{0.2}$ [MPa]	UTS [MPa]	A%	E [GPa]	ν
363	477	12.5	74	0.33

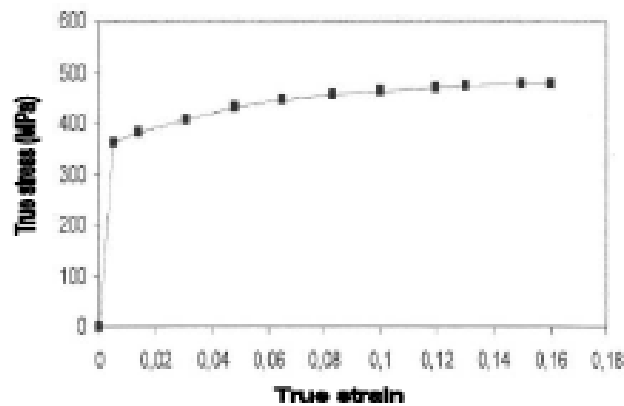


Fig. 2. Strain-stress curves for 2024 T351 Al-alloy

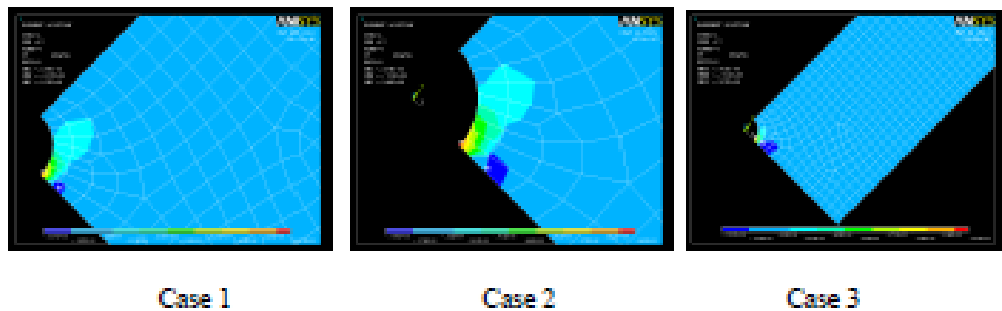


Fig. 3. Distribution of stress around hole for different levels of applied plastic load

Under reversed loading using pre-stress module with large displacement option, a residual stress field was generated when different levels of loading were applied in compression. Fig. 3 shows distribution of residual stress around hole. Distributions of stress σ_{yy} for all level of applied load in supposed crack growth patch are shown in Fig. 4. It was shown at free surface of hole a high tensile stress. From 0.8 mm to 2.40 mm distance of hole, stress is compressive.

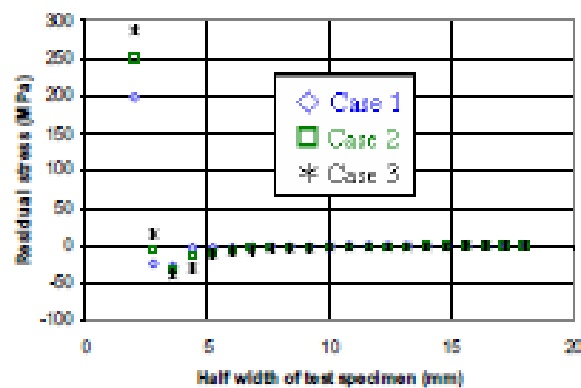


Fig. 4. Distribution of stress σ_{yy} in predicted crack growth path

Models of fatigue crack initiation and fatigue crack growth

The stress intensity factor for the studied specimen implemented in AFGROW code depends on several parameters and is given by equation 9:

$$\Delta K = \sigma \sqrt{\pi a} \beta \frac{a}{r} \quad (1)$$

where β is the geometry correction factor is expressed below (Eq. 10):

$$\beta\left(\frac{a}{r}\right) = 1 - 0.15\lambda + 3.46\lambda^2 - 4.47\lambda^3 + 3.52\lambda^4 \quad (2)$$

where: $\lambda = 1/(1+(a/r))$

Local strain approach. Fatigue resistance of metals can be characterized by a strain-life curve. Tuegel initially provided the strain-life based fatigue crack initiation module [24]. In AFGROW code [25], strain-life based crack initiation analysis method to predict crack initiation life is incorporated. In fatigue case and at the notch tip, local strains are obtained by using the Neuber's rule or Glinka [26]. In Glinka's approach the local strains and stresses should represent energy equivalence as compared the remote loading conditions, leading to the following equation (Eq. 3):

$$\frac{(K_f \Delta \sigma_a)^2}{2E} = \frac{\Delta \sigma^2}{4E} + \frac{\Delta \sigma}{n' + 1} \left(\frac{\Delta \sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (3)$$

In this equation K' and n' correspond to the material's cyclic hardening law.

The local strains were determined by coupling equation (1) and (3), given local strain range in function of local stress range named cyclic stress-strain (Eq. 4).

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \sigma}{2E} \left(\frac{\Delta \sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (4)$$

The relationship between total strain amplitude, $\Delta \varepsilon/2$ and life to failure, $2N_f$, can be expressed in the form [27]:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{2E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (5)$$

where " σ_f' " is the fatigue strength coefficient; " b " is the fatigue strength exponent, " ε_f' " is the fatigue ductility, " c " is the fatigue ductility exponent.

Table 2 lists basic cyclic strain-life properties used in fatigue crack initiation analysis for studied material of the notched specimen (AFGROW Database).

Table 2: Cyclic strain life properties of 2024 T351 Al-alloy

σ'_f	ϵ'_f	b	c	K_f	K'	n'
1013.53	0.21	-0.11	-0.52	0.5×10^{-4}	786	0.09

Fatigue crack growth model. The interest model is NASGRO model when totality of fatigue crack growth curves is considered. NASGRO model are expressed bellow (Eq. 6):

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (6)$$

f present the contribution of crack closure and the parameters C, n, p, q were determined experimentally and ΔK_{th} is the crack propagation threshold value of the stress-intensity factor range. For constant amplitude loading, the function f determined by Newman [28] can be written as (Eq. 7). Principal crack growth parameters of NASGRO model are presented in Table 3.

$$f = \frac{K_{cp}}{K_{max}} = \text{Max} \left(R, A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3 \right) \quad R \geq 0 \quad (7)$$

Table 3: Parameters of crack growth model

C	N	p	q
1.71×10^{-10}	3.353	0.5	1

Effects of stress states on fatigue initiation and FCG

Notched plate specimen in L-T orientation was subjected to constant amplitude loading ($\sigma_{app} = 100$ MPa) with different R-ratio. The K_{max} failure criteria were adopted for the limit of crack growth. In absence of tensile residual stress, Table 4 shows effect of stress ratio on fatigue initiation life. For positive values of stress ratio, an increase in the R-ratio increase the number of cycles to initiate a fatigue crack while the alternating stress is not kept constant. This increasing is due to the diminution of amplitude loading range when maximum amplitude is maintained constant. In presence of tensile residual stresses fatigue crack initiation life has been reduces considerably for different cases (see Fig. 3). Theses diminutions were affected by increasing in residual stress intensity factor K_r .

Table 4. Effect of stress ratio and tensile residual stress at hole on fatigue crack initiation life

Tensile residual stress	R = 0.1	R = 0.2	R = 0.4
Without RS	1.21×10^6	3.43×10^6	1.85×10^7
Case 1	2.14×10^5	4.32×10^5	1.15×10^6
Case 2	1.76×10^5	3.07×10^5	6.02×10^5
Case 3	1.78×10^5	2.71×10^5	7.84×10^5

In absence of residual stress, stress ratio effect on fatigue crack growth life (N_p) is presented in Fig. 5 when fatigue initiation life was dissociated. An increasing in fatigue life was shown in increasing of R-ratio. Without residual, fatigue life in propagation stage is very small comparatively to the fatigue initiation life (see Table 4 and Fig. 5). The evolution of the crack length through residual stresses fields according to the fatigue life is shown on Fig. 6. It is noticed that an increasing in the level of pre-strain increased the level of tensile residual stresses at the edge of the hole, then affect crack growth rates.

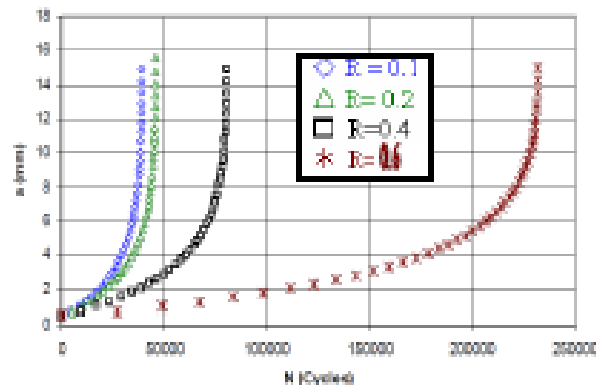


Fig. 5. Effect of stress ratio on fatigue life without residual stress

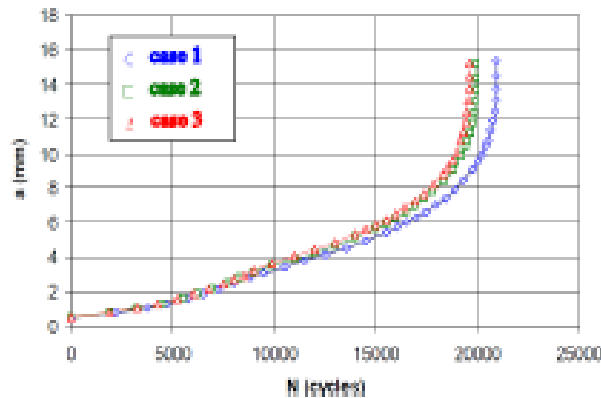


Fig. 6. Effect of tensile residual stress on fatigue life

Effect of residual stress generated by prestress in compression on the crack growth rate is shown in Fig. 7. The crack growth is plotted against effective stress intensity factor ΔK_{eff} . Note well the calibration curves of cracking. From $\Delta K_{eff} = 10 \text{ MPa (m)}^{1/2}$, we notice a decrease in crack growth rate due to the presence of compressive residual stresses. Effective stress intensity factor is expressed by Eq. 8. Residual stress intensity factor K_r was evaluated numerically by Gauss method. Evolution of K_r against crack length is shown in Fig. 8. There was a decrease in K_r through residual stresses from tensile to compressive.

$$\begin{aligned} K_{max-eff} &= K_{max} + K_r \\ K_{min-eff} &= K_{min} + K_r \end{aligned} \quad (8)$$

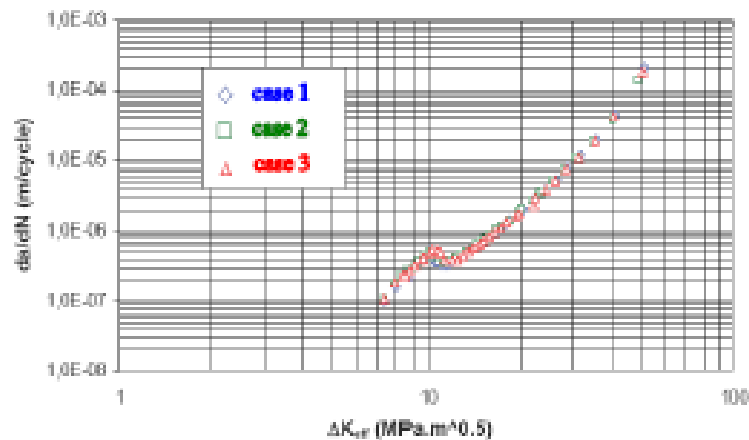


Fig. 7. Fatigue crack growth rate through residual stress field

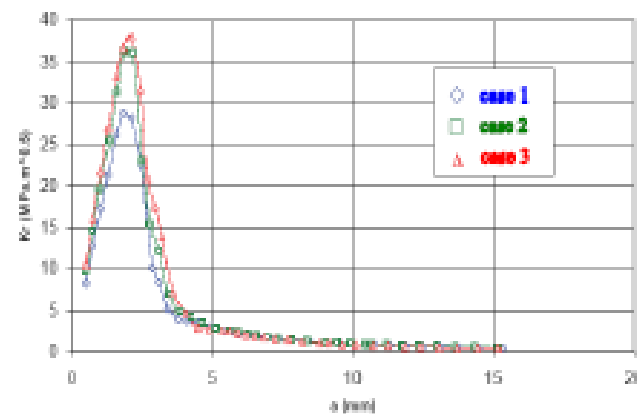


Fig. 8. Evolution of residual stress intensity factor K_r

Conclusion

Fatigue crack initiation and fatigue crack growth rate of 2024 T351 through residual stress field on the double through crack at hole for plate specimen are investigated in this work. In absence of residual stress residual stress, fatigue crack growth was affected by stress ratio. Main conclusions showing effects of residuals stresses are resumed below:

- * Initiation fatigue life is strongly related to cyclic loading characterized by the effect of stress ratio.
- * Nature of residual stresses showed the detrimental effect of tensile stress and beneficial effect of compressive stress on fatigue initiation stage and fatigue crack growth.

References

- [1] G. Glinka, *Residual stress in fatigue and fracture: Theoretical analyses and experiments*. In Niku-Lari A., Editor, *Advances in Surfaces Treatments*, 413-454. Pergamon Press, (1987).
- [2] H. Mughrabi, *Fatigue Behavior of Metallic Materials*, D. Munz, Ed., DGM-Informationsgesellschaft/Verlag, Oberursel, 7-38, (1985).
- [3] M. Truchon, *Application of low-cycle fatigue test results to crack initiation from notches, low-cycle fatigue and life prediction*, In: ASTM STP 770, C. Amzallag, B. N. Leis, and P. Rabbe, (Eds.), American Society for Testing and Materials (1982), p. 254.

-
- [4] G. Glinka, *Engineering Fracture Mechanics*, 21(2) (1985), p. 245.
- [5] D. F. Socie, *Experimental Mechanics*, 17 (1977), p. 50.
- [6] X. Zheng, *Int. J. of Fatigue* 23 (2001), p. 751.
- [7] Z. Khan, A. Rauf, M. Younas, *J. Mat. Engng. Perfor.* 6(3) (1977), p. 365.
- [8] M. Zheng, E. Niemi, X. Zheng, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 26 (1997), p. 23.
- [9] F.J. McMaster, D.J. Smith, *International Journal of Fatigue* 23, S93–S101, (2001)
- [10] C.A. Rodopoulos, J.H. Choi, E.R. De los Rios, J.R. Yates, *Int. J. Fatigue* 26 (2004) 747.
- [11] M. Benachour, A. Hadjoui, M. Benguediab and N. Benachour. *Stress ratio effect on fatigue behavior of aircraft aluminum alloy 2024 T351*. In : MRS Proceedings, 1276, 7 (2010).
- [12] P.J. Withers, H.K.D.H. Bhadeshia, *Materials Sciences and Technology* 17 (2001).
- [13] C. Makabe, A. Purnowidodo A. A.J. McEvily, *Int. J. of fatigue* 26 (2004), p. 1341.
- [14] R. John, K.V. Jata, K. Sadananda, *Int. J. of fatigue* 25 (2003), p. 939.
- [15] J. Barralis, L. Castex, G. Maeder, *Précontraintes et traitements superficiels, Technique de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques M1 180*.
- [16] T Fett, *Engineering Fracture Mechanics* 56 (1997), p. 275.
- [17] M. Beghini, L. Bertini, *Engineering Fracture Mechanics*, 36 (1990), p. 379.
- [18] S. Suresh, R.O. Ritchie, *Materials Sciences and Engineering*. 51 (1981), p. 61.
- [19] S. Kamel, Robert C. Wimpory, Michael Hofmann, Kamran M. Nikbin, N.P. O'Dowd, *Advanced Materials Research*, 89-91 (2010), p. 275.
- [20] A.N. Al-Khazraji, F.M. Mohammed, R. A. Al-Taie, *Eng. Tech. Journal*, 29(3) (2011).
- [21] M. Zheng, J.H.Luo, X.W.Zhao, Z.Q. Bai, R. Wang , *Int. J. Pres. Ves. Pip.* 82 (2005), p. 546.
- [22] J.C. Grosskreutz, C.G Shaw, *Critical mechanisms in the development of fatigue cracks in 2024 T4 aluminum*, Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture, Brighton (1969).
- [23] N. Ranganathan, H. Aldroe, F. Lacroix, F. Chalou, R. Leroy, A. Tougui, *Int. J. Fatigue* 33 (2011), p. 492.
- [24] E. Tuegel, *Strain-life crack initiation life software, provided by analytical processes and engineered solutions, (AP/ES) Inc., 1996*.
- [25] J.A Harter, *AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP, Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory, 2006*.
- [26] H. Neuber, *Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics* (Dec 1960), p. 544.
- [27] L.F. Coffin, *Transactions of the ASME*, 76 (1954), p. 931.
- [28] J.C. Newman, *International Journal of Fracture*, 24(3), (1984), p. 131.

Effect of Single Overload Ratio and Stress Ratio on Fatigue Crack Growth

M. Benachour, N. Benachour, M. Benguediab

Abstract—In this investigation variation of cyclic loading effect on fatigue crack growth is the studied. This study is performed on 2024 T351 and 7050-T74 aluminum alloys, used in aeronautical structures. The propagation model used in this study is NASGRO model. In constant amplitude loading (CA), effect of stress ratio has been investigated. Fatigue life and fatigue crack growth rate were affected by this factor. Results showed an increasing in fatigue crack growth rates (FCGRs) with increasing stress ratio. Variable amplitude loading (VAL) can take many forms i.e. with a single overload, overload band... etc. The shape of these loads affects strongly the fracture life and FCGRs. The application of a single overload (ORL) decrease the FCGR and increase the delay crack length caused by the formation of a larger plastic zone compared to the plastic zone due without VAL. The fatigue behavior of the both material under single overload has been compared.

Keywords—Fatigue crack growth, overload ratio, stress ratio, generalized willenborg model, retardation, Al-alloys.

I. INTRODUCTION

FATIGUE crack growth behavior of metals depend upon a number of variables namely the mechanical properties and microstructure, specimen, environment, applied cyclic loading, stresses and strains acting at the crack tip. Most of fatigue research has been concentrated on examining the phenomena under constant amplitude fatigue cycling for aluminum alloys [1]-[4]. During service, mechanical and aeronautical structures are subjected mostly to complex cyclic loading. It is well known that load fluctuations lead to fatigue crack propagation, the rate of which depends on the interaction of loads or stresses. The simplest case for the spectrum loading is when single and multiple peak overloads are applied to constant amplitude loading. Research on variable applied loading (VAL), determined that appreciable crack growth retardation can occur following tensile overloading [5]-[7]. A numbers of models have been developed to account for crack growth retardation due to tensile overloads [8]-[11] namely Willenborg, Wheeler model, Gallagher modified Willenborg model [12]. Crack growth retardation due to tensile overloads has been explained by several theories. The most commonly discussed theories are

fatigue crack closure [13]; residual stresses [8]-[9], crack tip blunting and sharpening [14] and cyclic strain hardening and softening [15]. Really, all mechanisms are not dissociable. Overload retardation has been widely investigated in a range of engineering materials [4], [13], [16], [17] and many research's were oriented to the study of several form of variable amplitude and associated parameter namely single or block overloading on fatigue behavior of aluminum alloys.

Fatigue crack retardation due to variable amplitude loading spectra was studied in 7075 T6511 aluminum alloy by Corbly and Packman [18]. It was shown that the degree of retardation depend strongly on the relative amplitudes of the peak stress intensity, the number of stress applications N_i at the peak stress intensity, the magnitude of the constant amplitude crack growth rate at the lower stress intensity range and the number of fatigue cycles N_i at the lower stress intensity level after the last peak stress is applied. The influence of overload ratio has been investigated primarily in aluminum alloys for the aerospace industry. In the investigation of Vardar [19], overload ratios between 1.3 and 2.4 were considered in a 7075-T6 alloy under plane strain conditions. A linear correlation was found between the number of retardation overload cycles and the overload ratio.

In fatigue crack growth investigation conducted by Bathias and Vancon [20] on 2024 and 2618 aluminum alloy, fatigue crack growth rate was retarded after application of one or several overload. In this study, it was demonstrated that the process of fatigue crack retardation by application of overloads results from the plastic deformation at the crack tip and the nature of the test specimen surface. Plastic zone diameter and the retardation relationships depend on toughness, on the metal cyclic strengthening and cyclic plastic deformation. The delayed retardation phenomena after single overload in three steels and two aluminum alloys were investigated by Matsuoka and Tanaka [21]. It was confirmed that the model proposed early by Matsuoka et al. [22] was in good agreement with the experimental data for these materials when the stress state at the overloading was satisfied with the small scale yielding condition. Effect of overload on fatigue crack growth studied by Robin and Pelloux [23] was performed on a 2124 T351 aluminum alloy. The results showed that crack retardation near the surface of the specimen was greater than in the plane strain region near the center and Wheeler's and Willenborg's models of were found to provide a fair approximation of the retardation phenomenon.

Recently, evaluation of retardation in fatigue life due to application of a single overload was conducted by Hairman

M. Benachour is with the University of Tlemcen, *IS2M Laboratory* of Tlemcen, Faculty of Technology, BP 230, Tlemcen, Algeria (phone: +213 43 28 56 89; fax: +213 43 28 56 85; e-mail: mbenachour_99@yahoo.fr)

M. Benguediab is with the university of Sidi Bel Abbes, *LMSR Laboratory*, BP 89, City Larbi Ben Mhidi, Sidi Bel Abbes, 22000, Algeria, (e-mail: benguediab_m@yahoo.fr).

N. Benachour, is with the Physics Department, University of Tlemcen, Faculty of Sciences, *IS2M Laboratory*, Algeria, (e-mail: nbenachour2005@yahoo.fr).

[24]. Based on modifications of Wheeler's model with account of Elbert concept, overload ratio/Wheeler's exponent and FCGR calculations, a model for prediction of crack growth behavior following single overload is elaborated. The model tested for 2024-T3 aluminum alloy and 6061-T6 aluminum alloy give good agreement with experimental data. The study conducted by Kumar and Garg [25] on aluminum alloy 6061 T6, shown an increasing of life in applied periodic band of overload test compared to constant amplitude loading life. In recent work, the investigation of Bao and Zhang [26] on aluminum alloy 2324 T39 subjected to truncated load spectra, crack growth life was predicted using NASGRO model and generalized Willenborg model [12]. Good prediction has been given using this model for 2324 T39 for lower stress.

The aim of the present investigation is shown the effect of single overload ratio and stress ratio in constant amplitude loading on fatigue propagation of double through crack at hole of two Al-alloys (2024 T351 and 7050-T74) using Generalized Willenborg model [12].

II. FATIGUE CRACK GROWTH BEHAVIOR

A. Material & Specimen

Materials used in this study are 2024 T351 and 7050-T74 aluminum alloys obtained on rolled plates in L-T orientation. The basic mechanical properties for both materials are presented in Table I. Simulation of fatigue crack growth in mode I used finite plate with double through crack at hole with initial crack $a_0=0.5$ mm, is shown on Fig. 1. The stress intensity factor for the studied specimen implemented in AFGROW code depends on several parameters is written below:

$$\Delta K = \sigma \sqrt{\pi a} \beta \left(\frac{a}{r} \right) \quad (1)$$

where β is the geometry correction factor, proposed by Newman [27], is expressed below:

$$\beta \left(\frac{a}{r} \right) = 1 - 0.15 \lambda + 3.46 \lambda^2 - 4.47 \lambda^3 + 3.52 \lambda^4 \quad (2)$$

where: $\lambda = 1/(1+(a/r))$

B. Fatigue Crack Growth & Retardation Models

In order to account of the different stages of the propagation NASGRO model is used in this study (see (3)). The different parameters of this equation are defined in the AFGROW manual [28]. The main parameters of NASGRO equation for the studied material are presented in Table II.

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \left(\frac{1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}}{1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}}} \right)^q \quad (3)$$

TABLE I
MECHANICAL PROPERTIES OF AL-ALLOY (AFGROW DATABASE)

Materials	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	KC MPa \sqrt{m}	KIC MPa \sqrt{m}	E (GPa)
2024T351	372.32	74.72	37.36	73.08
7050T74	448.16	72.52	36.26	71.70

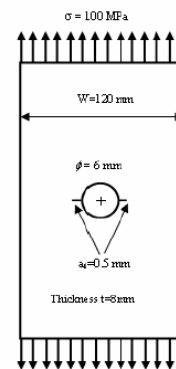


Fig. 1 Double through crack at hole in finite plate

The Generalized Willenborg model [12] is one of the most common load interaction models used in crack growth life prediction programs. The model use an "effective" stress intensity factor based on the size of the yield zone in front of the crack tip. The formulation of the Willenborg retardation model used in AFGROW is given below:

TABLE II
PARAMETERS OF CRACK GROWTH MODEL

Materials	σ_{max}/σ_0	C	n	p	q
2024 T351	0.3	1.71×10^{-10}	3.353	0.5	1
7050 T74	0.3	1.14×10^{-10}	3.368	0.5	1

$$\begin{cases} K_{max(eff)} = K_{max} - K_r \\ K_{min(eff)} = K_{min} - K_r \\ R_{eff} = K_{min(eff)} / K_{max(eff)} \end{cases} \quad (4)$$

K_r is residual stress intensity factor due to overload (5) and R_{eff} is effective stress ratio.

$$K_r = \phi \left(K_{max(ol)} \sqrt{1 - \frac{(x-x(ol))}{R_y(ol)}} - K_{max} \right) \quad (5)$$

factor ϕ and is expressed by (6).

$$\phi = (1 - \Delta K_{th} / K_{max}) / (SOLR - 1) \quad (6)$$

and yield zone created by overload $R_{y(ol)}$ is expressed by:

$$R_y(ol) = \left(\frac{K_{max}(ol)}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \left(\frac{1}{\alpha \pi} \right) \quad (7)$$

III. RESULTS AND DISCUSSION

A. Constant Amplitude Loading (CA)

Plate specimen in L-T orientation for 7050 T74 Al-Alloy was subjected to a constant amplitude loading (CA) associated to the stress ratio effect and variable amplitude loading (VAL) associated to single overload. A K_{max} failure criterion is adopted for the limit of crack growth. Fig. 2 shows effect of stress ratio on fatigue life. The fatigue crack growth rates for different stress ratio are shown on Fig. 3. The curves illustrate a general increase in da/dN with increasing R-ratio for a given ΔK . An important effect of R has been observed clearly for this material at high ΔK and at fatigue crack growth threshold stress intensity factor.

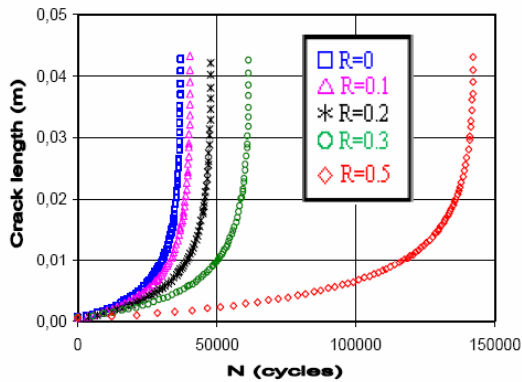


Fig. 2 Stress ratio effect on fatigue life

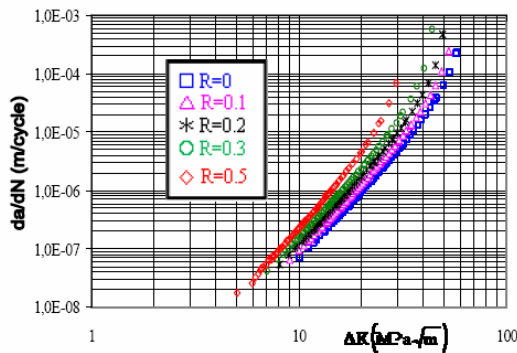


Fig. 3 Stress ratio effect on fatigue crack growth rate for 7050 T74 Al-Alloy

B. Variable Amplitude Loading (VAL)

Variable amplitude loading in this study is characterized by overload ratio "ORL = $\sigma_{max-overload} / \sigma_{max-CA}$ " allow to create an instantaneous yield zone resistant to crack growth. Fig. 4

show effect of single overload after 50000 cycle amplitude loading for two overload ratio (ORL=2.0, 2.5) on fatigue life. I was shown that an increasing in overload ratio increase the fatigue life of fracture. This is due to the retardation resulted from the application of overload. The retardation is characterized by retardation fatigue life N_r . A slight variation of fracture fatigue life is found between the constant amplitude and variable amplitude without delay effect. Extension of crack length in function of numbers of cycles of the batch overload load ratio is shown on Figs. 5 and 6. Numbers of cycle of retardation are indicated. Fracture fatigue life is 3.74 times for ORL=2.5 compared to fatigue life for ORL=2.0.

Result of the evolution of fatigue crack growth rates shows a decreasing of fatigue crack growth rate's (Fig. 7) for both overload ratio after applied of overload. Fig. 7 shows in detail the decrease in FCGRs which decreased from 4×10^{-8} to 1×10^{-8} m/cycle just for application of overload. In others research is shown acceleration after application of overload.

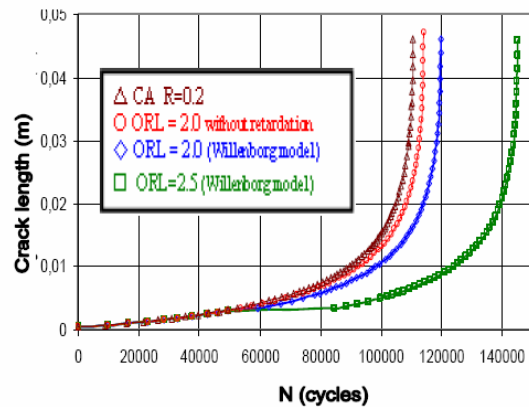


Fig. 4 Effect of overload ratio (ORL) on fatigue life delay for 7050 T74 Al-Alloy

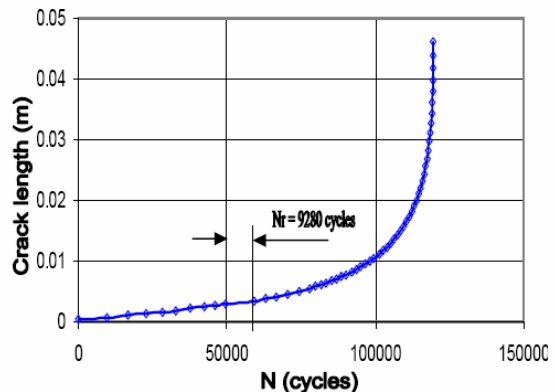


Fig. 5 Evaluation of retardation in single overload ORL= 2.0 for 7050 T74 Al-Alloy

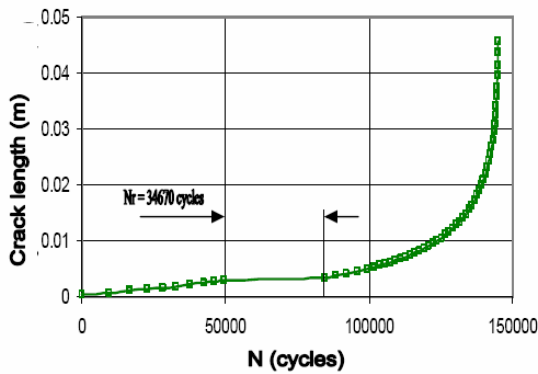


Fig. 6 Evaluation of retardation in single overload ORL= 2.5 for 7050 T74 Al-Alloy

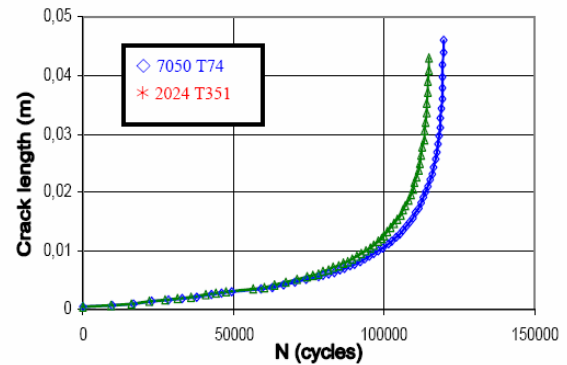


Fig. 8 Fatigue life delay for 7050 T74 and 2024 T351 Al-Alloy

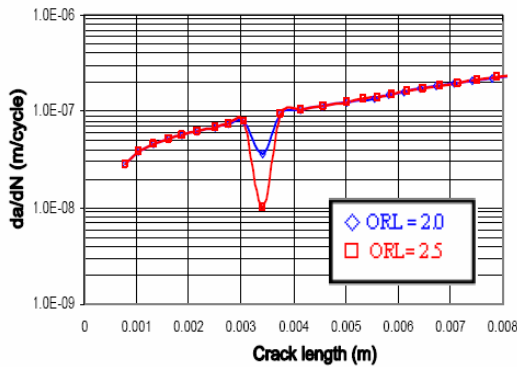


Fig. 7 Effect of overload ratio on FCGRs using generalized willenborg model

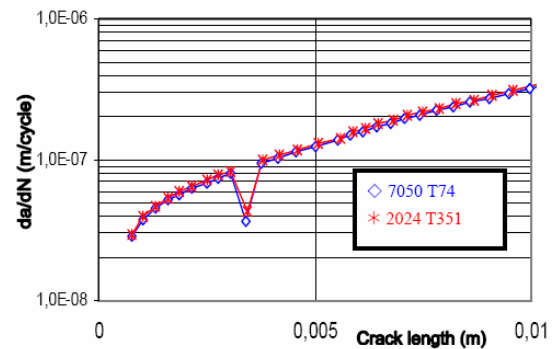


Fig. 9 Effect of overload on FCGR for 7050 T74 and 2024 T351 Al-Alloy

International Science Index Vol:7, No:12, 2013 waset.org/Publication/9996857

C. Comparison in FCGR under Same Variable Amplitude Loading between 2024 T351 and 7050 T74 Al-alloy

Both Al-Alloys are subjected to the same spectrum (variable amplitude loading with single overload) at ORL=2 and maximum constant amplitude loading $\sigma_{max}=80$ MPa. In Fig. 8 we show the evolution of fatigue life for two specified materials. 7050 T74 Al-alloy presents good resistant comparatively to 2024 T351 Al-Alloy. A difference is shown in final fatigue life and retardation fatigue life. For the first material (7050 T74), the delayed in fatigue life is 9280 cycles but for the second (2024 T351) is 6530 cycles. In term of fatigue crack growth rate (FCGR), no high difference between studied materials is signaled after applied single overload (Fig. 9). The ratio of FCGRs for both alloys is approximately 0.85. This result shows that difference in the size of plastic zones is low.

NOMENCLATURE

a	Crack length
C	Parameter of Nasgro equation
n	Exposant of Paris_law
R	Stress ratio
R_{oy}	Yield zone created by overload
ΔK	Amplitude of stress intensity factor
K_r	Residual stress
K_{max}	Maximum stress intensity factor
K_{min}	Minimum stress intensity factor
N	Number of cycle (fatigue life)
da/dN	Fatigue crack growth rate
SORL	Shutoff Overload Ratio (ratio of the overload to nominal load required to effectively stop further growth under nominal loading.
x, x(ol)	crack length and crack length at overload
" α ":	stress state in a given crack growth direction

ACKNOWLEDGMENTS

The authors like to thank IS2M Laboratory for funding the team research.

REFERENCES

- [1] Jr J.C. Newman, J.J. Ruschau. "The stress-level effect on fatigue crack growth under constant amplitude loading". *Int. J. of Fatigue*, 29, pp 1608-1615, 2007.
- [2] J.R. Mohanty, B.B. Verma, P.K. Ray. "Prediction of fatigue crack growth and residual life using an exponential model: Part I (Constant amplitude loading)". *Int. J. of Fatigue*, 31, pp 418-424, 2009.
- [3] M. Benachour, A. Hadjoui, M. Benguediab, N. Benachour, (2010). "Effect of the amplitude loading on FCG". *Procedia Engineering*, 2, pp 121-127, 2010.
- [4] A.T. Kermanidis, Sp.G. Pantelakis. "Prediction of crack growth following a single overload in aluminium alloy with sheet and plate microstructure". *Engineering Fracture Mechanics*, 78, pp 2325-2337, 2011.
- [5] R. Kumar, S.B.L. Garg. "Effect of single and intermediate tensile overload cycles on effective stress range ratio in 6063-T6 Al-alloys". *Int. J. of Press. Vess. & Piping*, 36, pp 257-68, 1989.
- [6] D.M. Corbly, P.F. Packman. "On the influence of single and multiple peak overloads on fatigue crack propagation in 7075 T6511 aluminum". *Engineering Fracture Mechanics*, 5, pp. 479-497, 1973.
- [7] G.R. Chanani, B.J. Mays. "Observation of crack closure behaviour after single overload cycles in 7075-T6 single edge notched specimens". *Engineering Fracture Mechanics*, 9, pp 65-73, 1977.
- [8] O.E. Wheeler. "Spectrum Loading and Crack Growth". *Transaction of the ASME, Journal of Basic Engineering*, pp. 181-186, 1972.
- [9] J. Willenborg, R. M. Engle, H. A. Wood. "A crack growth retardation model using an effective stress concept" AFFDL-TM-FBRgl-7 (Air Force Dynamics Laboratory, Dayton, OH, USA), 1971.
- [10] K. Sadananda, AK. Vasudevan. "Analysis of overloads effects and related phenomena". *Int. J. of Fatigue*, 21, pp. S233-246, 1999.
- [11] F. Taheri, D. Trask, N. Pegg. "Experimental and analytical investigation of fatigue characteristics of 350WT steel under constant and variable amplitude loadings" *Journal of Marine Structure*, 16, pp. 69-91, 2003.
- [12] J.P. Gallagher. "A Generalized Development of Yield-Zone Models" AFFDL-TM-74-28, Air Force Flight Dynamics Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, 1974.
- [13] C.M. Ward-Close, A.F. Blom, R.O. Ritchie. "Mechanisms associated with transient fatigue crack growth under variable-amplitude loading: an experimental and numerical study". *Engineering Fracture Mechanics*, 32, pp 613-38, 1989.
- [14] R.H. Christensen (1959). "Metal fatigue". New York: McGraw-Hill.
- [15] J.F. Knott, A.C. Pickard. "Effects of overloads on fatigue-crack propagation: aluminium alloys". *Metal Science*, 11, pp 399-404, 1995.
- [16] Ch. Bichler, R. Pippan. "Effect of single overloads in ductile metals: a reconsideration". *Engineering Fracture Mechanics*, 74, pp 1344-1359, 2007.
- [17] L.P. Borrego, J.M. Ferreira, J.M. Pinho da Cruz, J.M. Costa. "Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and closure". *Engineering Fracture Mechanics*, 70, pp 1379-1397, 2003.
- [18] D.M. Corbly, P.F. Packman. "On the influence of single and multiple peak overloads on fatigue crack propagation in 7075 T6511 Al". *Engineering Fracture Mechanics* 5, pp. 479-497, 1973.
- [19] O. Vardar. "Effect of single overload in FCP", *Engineering Fracture Mechanics*, 30, pp 329-335, 1988.
- [20] C. Bathias, M. Vancon. "Mechanisms of overload effect on fatigue crack propagation in aluminium". *Engineering Fracture Mechanics*, 10, pp 409-424, 1978.
- [21] S. Matsuoka, K. Tanaka. "Delayed retardation phenomenon of fatigue crack growth resulting from a single application of overload". *Engineering Fracture Mechanics*, 10, pp. 515-525, 1978.
- [22] S. Matsuoka, K. Tanaka, M. Kahawara. "The retardation phenomenon of fatigue crack growth in HT80 steel". *Engineering Fracture Mechanics*, 8(3), pp 507-523, 1976.
- [23] C. Robin, R.M. Pelloux. "Fatigue crack growth retardation in an aluminum alloy". *Materials Science and Engineering*, 44, pp 115-120, 1980.
- [24] G.A. Harmain. "A model for predicting the retardation effect following a single overload". *Theor. Appl. Fract. Mech.*, 53, pp 80-88, 2010.
- [25] R. Kumar, S.B.L. Garg. "Effect of Periodic Bands of Overloads on Crack Closure". *Int. J. Pres. Ves. & Piping* 38, pp 27-37, 1989.
- [26] Rui Bao, Xiang Zhang. "Fatigue Crack Growth Behaviour and Life Prediction for 2324-T39 and 7050-T7451 Aluminium Alloys under Truncated Load Spectra". *Int. J. of Fatigue*, 32(7), pp 1180-1189, 2009.
- [27] J.C. Newman. "Predicting failures of specimens with either surface cracks or corner crack at holes". TN D-8244, NASA Langley Research Center, 1976.
- [28] J.A. Harter. "AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP". Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory, 2006.

6th European Conference
on Steel and Composite Structures
Budapest, Hungary

research-design-construction

August 31 – September 2, 2011

organized by
Budapest University
of Technology and Economics
University of Miskolc
University of Pécs

supported by

 ECCS
EUROPEAN CONVENTION FOR CONSTRUCTIONAL STEELWORK
CECM
CONVENTION EUROPÉENNE DE LA CONSTRUCTION MÉTALLIQUE
E K S
EUROPEAN CONFERENCE OF STEEL DESIGNERS

 **MAGÉSZ**
Hungarian Steel Association

ISBN 978-92-9147-103-4



EUROSTEEL 2011
6th European Conference on Steel and Composite Structures



Volume C



**EUROSTEEL
2011**

6th European Conference
on Steel and Composite Structures
Budapest, Hungary

Volume C

	XXV
Early growth behavior of short crack emanating from riveted/bolted steel connections <i>Hossam Sallam, Ehab Matar, Alaa El-Sisi, Ossama El-Hussieny</i>	2061
The difference in the fatigue behaviour of webs „breathing” under repeated (i) predominant shear and (ii) patch loading <i>Miroslav Škaloud, Marie Zörnerová</i>	2067
Fatigue performance of high mast illumination poles – Assessing the fatigue performance of galvanized cantilever high mast illumination poles with field measurements <i>Luca Magenes, Jeremiah Fasi, Todd Hebwig, Karl Frank</i>	2073
Fatigue behavior of steel friction connections – Experimental and numerical results <i>Rui Matos, Bruno Fontoura, Carlos Rebelo, Abílio Jesus, Milan Veļjković, Luís Simões da Silva</i>	2079
Fatigue cracking behaviour at the transverse rib slit in the orthotropic steel deck with bulb ribs <i>Daisuke Yamaoka, Masahiro Sakano, Yoshihiro Natsuaki, Kasumi Nakamura, Hiroyuki Mizuno</i>	2085
Fatigue strengthening of existing steel bridges: Assessment and intervention techniques <i>Alessio Pipinato</i>	2091
Fatigue, fracture	
Fatigue behaviour of an orthotropic steel bridge deck – Benefits of an ultra-high performance fibre reinforced concrete topping layer <i>Fernanda Gomes, Pierre Marchand, Jean-Claude Renaud, Cyril Massotte, Marc Estivin, Joël Billo, Céline Bazin, Romain Lapeyriere, L. Lauvin, FX. Barin, Dominique Siegert, François Toutlemonde</i>	2097
Fracture mechanics techniques in orthotropic decks – Fatigue life predictions <i>Wim Nagy, Hans De Backer, Philippe Van Bogaert</i>	2103
Reducing the hot spot stresses of welded tubular nodes – The influence of diaphragm stiffening <i>Dries Stael, Hans De Backer, Philippe Van Bogaert</i>	2109
Ductile fracture initiation in steel structures – Local cyclic void growth criteria <i>Gregory Deckerlein, Amit Kavvunde, Andrew Myers, Benjamin Fell</i>	2115
Damage detection in steel beams and trusses <i>Ramon Saleno Yare Costa Silva, Luckano Mendes Bezerra, Marcus Alexandre Noronha de Brito</i>	2121
Fatigue reliability analysis of orthotropic steel deck <i>Ivan Lukacevic, Boris Androic, Davor Skejic</i>	2127
Comparative study of FCG of stainless steel 304 and 316L <i>Mustapha Benachour, Nadjia Benachour</i>	2133

COMPARATIVE STUDY OF FCG OF STAINLESS STEEL 304 AND 316L

Mustapha Benachour^a, Nadjia Benachour^b

^aIS2M Laboratory, University of Tlemcen, Faculty of Technology
Dept. of Mechanical Engineering, Algeria

^bIS2M Laboratory, University of Tlemcen, Faculty of Sciences
Dept. of Physics, Algeria

INTRODUCTION

Materials of engineering components and structures are often subjected to cyclic loading with a positive mean stress. Fatigue crack propagation is usually analyzed by the application of LEFM (Linear Elastic Fracture Mechanics) concepts, described by the amplitude of stress intensity factor ΔK . Fatigue crack growth was affected by several parameters (metallurgical, environmental, geometrical, loading...etc).

For their high mechanical characteristic (capacity resistance, high strength, toughness, high corrosion resistance, hardness and impact resistance), the stainless steels remain not easily replaceable materials. Different grade of austenitic stainless steel used in the hostile environment are 304, 304L, 316, 316L, 316LN...etc. These materials have been employed in engineering applications ranging from pharmaceutical equipment to piping in the nuclear reactors and storage to chemical products. The both material investigated in this work is a type of austenitic stainless named steel 304L and 316L. Many authors have been investigated the studied steel under different parameter effects [1-5] (thermal, fatigue, creep and fatigue, welding, Load history...etc. AISI 304L stainless steel weld was investigated experimentally by Singh et al [6] where the effects of welding process and procedure (GTAW, GMAW) on fatigue behaviour. It was shown that threshold stress intensity factor is about 10 MPa.Sqrt(m) and coefficients of Paris law (C, m) increase for GTAW comparatively to the GMAW process.

The main loading parameter who affects the fatigue crack growth rate is stress ratio [7, 8]. The effect of mean stress was characterised by this parameter. Kalnaus et al [9] have investigated new stainless steel named AL6XN on FCGR classified as a super-austenitic stainless steel with FCC austenitic structure. In this investigation, the results from the constant-amplitude experiments show a sensitivity of the crack growth rate to the R-ratio and the effect of amplitude loading was shown at lower stress intensity factor. In other work, the same authors [10] have recently conducted an influence of stress ratio, notch size in fatigue crack growth of 304L stainless steel on round compact tension specimen. The results show that the material displays sensitivity to the R-ratio. The early stage of crack growth from the notch is dependant mostly on the value of loading amplitude rather than on the notch geometry. Atanasiu [11] present the results of crack growth experiments performed using CT specimens for three different R ratios for austenitic stainless steel 304L. The influence of the R-ratio on crack growth and threshold was observed. Recently, low cycle fatigue effects on fracture behavior of 304 austenitic stainless steel were studied by Duiyi Ye et al [12].

The fatigue behavior of 316L stainless steel gas metal arc welds has been investigated by Kusko et al [13] when the K-increasing testing procedure was applied. In the investigation of Iacoviello et al. [14], fatigue crack propagation resistance of duplex austenitic-ferritic stainless steel is strongly affected by stress ratio "R" especially for lower values when crack tip plasticity induced is the main closure mechanisms. Under high cycle fatigue, stainless 316L was studied by Puchi-Cabrera et al [15] in notched specimen. In these conditions, significant increase in the yield stress of the material was shown comparatively to the other mechanical property such as ultimate tensile strength tensile. Packiaraj et al [16] have investigated threshold value for austenetic stainless steel of type AISI 316, and as a part of this study they determined experimentally the opening and closure stress intensities. The obtained values of crack closure (K_{cl}) and crack opening K_{op} were observed to be fairly constant over the entire stress range investigated with 2.95 ± 0.43 and 4.14 ± 0.55 MPa.Sqrt(m)

being reported for K_{Ic} and K_{Ic} , respectively. Also crack length and R-ratio dependencies were found to be small. The fatigue crack growth in low carbon austenitic stainless steels 304L and 316L were investigated by Yahiaoui and Petrequin [17]. Under the same solicitations (stress ratio, applied load), it has been shown that 316L steel present high resistance than 304L steel.

In order to optimise weight of structures, specimens thickness present an essential parameter to be consider in any behaviour (vibration, static, creep, fatigue, thermal...etc.). Within a series the thickness of the specimens, Strizhalo and Berezovskii [18] have examined the growth of surface fatigue cracks using nonlinear fracture mechanics criteria. The geometrical parameter studied depends on the thickness specimen and temperature. It shown that the curve of fatigue failure ($da/dN-AI$) of steel at environment temperature ($T=293K/77K$) displaced to the right with increasing the thickness i.e. decreasing of fatigue crack growth rate. The effect of specimen thickness on crack tip deformation and fatigue crack growth rate (FCGR) was investigated on stainless steel 304L [19]. The results shown that FCGR depend strongly of specimen thickness (an increasing in thickness, increase FCGR).

In the present investigation, AFGROW code is used to simulate the crack growth from the double through crack at hole flat plate specimen made of the AISI 304L and 316L austenitic stainless steel. The R-ratio and amplitude loading (mean stress), specimen thickness and diameter of hole and initial crack effects will be presented. The fatigue crack growth analysis is conducted by using NASGRO model. The predicted results of both stainless steel are compared.

1 FATIGUE CRACK GROWTH BEHAVIOR

1.1 The stainless steel specimen

The material used in this study is the stainless steel 304L and 316L using AFGROW database obtained on rolled plates in L-T orientation. The basic mechanical properties for stainless steel 304L and 316L are in *Table 1*. Simulation of fatigue crack growth in mode I used finite plate with double through crack at hole when initial crack a_0 is shown on *Fig. 1*.

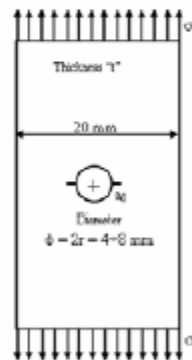


Fig. 1. Finite plate specimen with double through crack at hole

Table 1. Mechanical properties of stainless steel

Materials	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	K_{Ic} (MPa.m ^{0.5})	E (GPa)	ν
304L	275.79	219.77	206.84	0.33
316L	248.21	219.77	206.84	0.33

The stress intensity factor for the studied specimen implemented in AFGROW code depends on several parameters [20] and is written below:

$$\Delta K = \sigma \sqrt{\pi a} \beta \left(\frac{a}{r} \right) \quad (1)$$

where β is the geometry correction factor, proposed by Newman [20], is expressed below :

$$\beta \left(\frac{a}{r} \right) = 1 - 0.15\lambda + 3.46\lambda^2 - 4.47\lambda^3 + 3.52\lambda^4 \quad (2)$$

where: $\lambda = 1/(1 + (a/r))$

1.2 Fatigue crack growth model

AFGROW code developed by NASA [21] is used for simulation of fatigue crack growth. The interest model is NASGRO model when totality of fatigue crack growth curves is considered. NASGRO model are expressed below:

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{su}} \right)^q} \quad (3)$$

f present the contribution of crack closure and the parameters C , n , p , q were determined experimentally and ΔK_{th} is the crack propagation threshold value of the stress-intensity factor range. For constant amplitude loading, the function f determined by Newman [20]. The parameters of Nasgro for the studied materials is presented in *Table 2*.

Table 2. Parameters of crack growth model

Materials	C	n	p	P
304L	1.1486×10^{-11}	3	0.25	0.25
316L	1.5315×10^{-11}	3	0.25	0.25

2 RESULTS & DISCUSSIONS

2.1 Mean stress effect

Plate specimen in L-T orientation was subjected to a constant loading with different mean stress characterised by stress ratio. The K_{max} failure criteria were adopted for the limit of crack growth. *Fig. 2* showed the effect of mean stress (R- ratio) on fatigue crack growth rate of 304L stainless steel. An important effect of mean stress has been observed for this material at low and high stress intensity factor range ΔK . A general increase in da/dN with mean stress (σ_m) for a given ΔK has been observed. The same effects have been observed in others works [22]. In Paris region, the same slope of FCGR is shown. Variation of the mean stress depends more than the maximum stress or minimum stress for the same stress ratio. *Fig. 3* shows the evolution of FCGR of stainless steel 304L for two maximum amplitude loading with the same stress ratio. An increasing of maximum stress increase mean stress, this is increase the stress intensity factor range (6.7 to 12.50 MPa.m^{1/2}) and increase the FCGR. The same effect is shown on FCGR of stainless steel 316L (*Fig. 4*) and fatigue life is increased (*Fig. 5*).

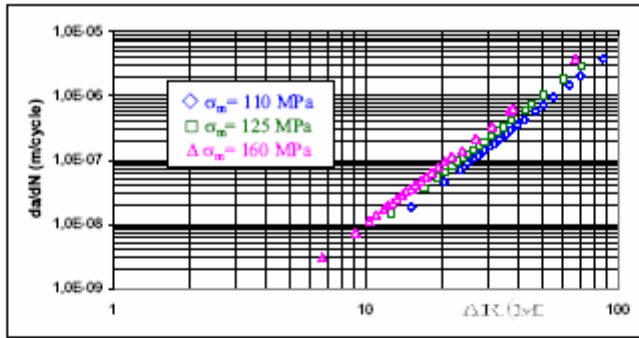


Fig. 2. Effect of mean stress on FCGR of stainless steel 304L.

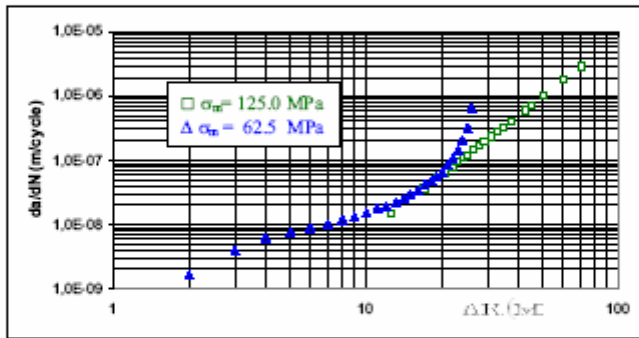


Fig. 3. Effect of mean stress on FCGR of stainless steel 304L.

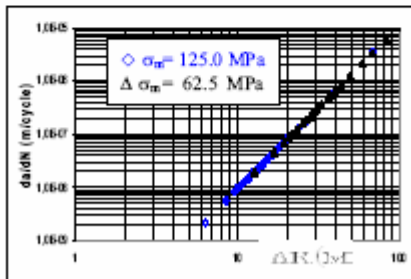


Fig. 4. Effect of amplitude loading on FCGR of 316L stainless steel (R=0.25)

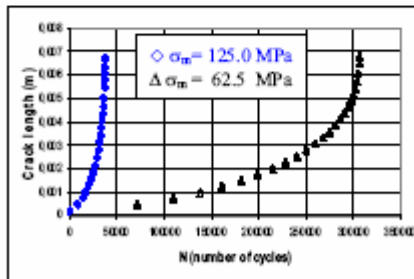


Fig. 5. Effect of amplitude loading on fatigue life of 316L stainless steel (R=0.25)

2.2 Comparative study of FCG of 304L and 316L stainless steel

Fatigue crack growth rate of 304L and 316L stainless steel are presented on Fig. 6. No high difference of resistance in FCGR is shown for both materials contrarily to the experimental work investigated by Yahiaoui and Petrequin [17]. Obtained results correlated by Paris law is also shown given by Eq. 4.

$$\begin{cases} 304L & \frac{da}{dN} = 6 \times 10^{-12} \Delta K^{3.067} \\ 316L & \frac{da}{dN} = 8 \times 10^{-12} \Delta K^{3.072} \end{cases} \quad (4)$$

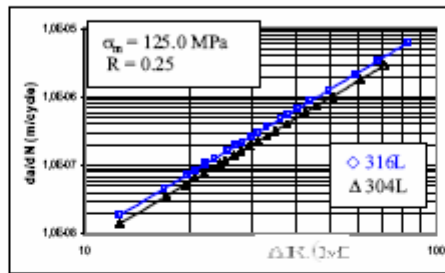


Fig. 6. Fatigue crack growth rate of 304 and 316L stainless steel

2.3 Effects of geometrical parameter

In this investigation no effect of specimen thickness is shown. The variation of hole diameter affect considerably the fatigue life and FCGR. The effect of increasing of hole diameter on fatigue life is shown on Fig. 7. The difference between hole with 4 mm and 8 mm is 3.5 times. The fatigue crack growth resistance is decreased in initial crack, characterised by increasing of stress intensity factor and FCGR (Fig. 8).

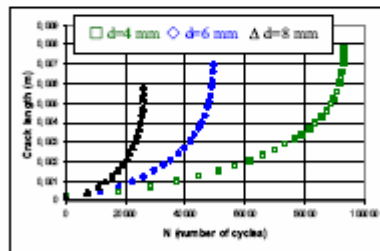


Fig. 7. Dimension hole effect on fatigue life of 304L stainless steel (R=0.25)

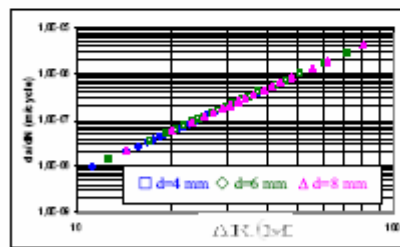


Fig. 8. Effect of hole dimension on FCGR for 304 stainless steel

3 SUMMARY AND ACKNOWLEDGMENT

Fatigue crack growth behaviour of 304L and 316L stainless on the double through crack at hole plate specimen is investigated in this work. The main conclusions are cited below:

- No high difference resistance between the both materials for the same applied load.
- Evolutions of fatigue crack growth rate are affected by mean stress in variation of stress ratio (R) and maximum amplitude loading.
- An increasing of hole dimension, decrease the fatigue life.

REFERENCES

- [1] Lee WS, Lin CF, "Impact properties and microstructure evolution of 304L stainless steel". *Material Sciences Engineering A*, Vol. A308, pp.124-35, 2001.
- [2] Kimura M, Yamaguchi K, Hayakawa M, Kobayashi K, Matsuoka S, Takeuchi E, "Fatigue fracture mechanism maps for a type 304 stainless steel". *Metall. Mat. Transf. A*, Vol. 35A, p. 1311, April 2004.
- [3] Maas E., Pineau A., "Creep crack growth behaviour of type 316L steel". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 22, Issue 2, pp. 307-325, 1985.
- [4] Lehéricy Y, Mendez J. In: *Proceeding International Fatigue Congress*. Atlanta, USA: Elsevier Ltd; 2006.
- [5] Singh P Johan, Guha B, Achar DRG, "Fatigue life prediction for stainless steel welded plate CCT geometry based on Lawrence's local-stress approach", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 10, pp. 655-665, 2003.
- [6] Benachour, M, Hadjoui, A, Benguediab M, Benachour, N, "Stress ratio effect on fatigue behavior of aircraft aluminum alloy 2024T351", *Materials Research Society Symposium Proceedings*, Vol. 1276, pp. 55-60, 2010.
- [7] Kujawsky D, "Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminium alloys", *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, pp. 95, 2001.
- [8] Kalnaus S., Fan F., Jiang Y., Vasudevan A.K., "An experimental investigation on fatigue crack growth of AL6XN stainless steel". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, pp. 2002-2019, 2008.
- [9] Kalnaus S, Fan F, Jiang Y, Vasudevan AK, "An experimental investigation of fatigue crack growth of stainless steel 304L", *International Journal of Fatigue*, Vol. 31, pp 840-849, 2009.
- [10] Atanasiu NE, "Fatigue crack propagation and threshold of type 304L austenitic stainless steel", *Mechanical behavior of materials IV, In: Proceedings of the 4th international conference*, Stockholm, Sweden, pp 15-19, August 1983.
- [11] Duyi Ye, Yuandong Xu, Lei Xiao, Haibo Cha, "Effects of low-cycle fatigue on static mechanical properties, microstructures and fracture behavior of 304 stainless steel", *Materials Science and Engineering - A - Structural Materials*, Vol. 527, No16, pp. 4092-4102, 2010.
- [12] Wheatley G, Hu XZ, Estrin Y, "Effect of a single tensile overload on fatigue crack growth in 316L steel", *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, Vol. 22, pp. 1041-51, 1999.
- [13] Kusko, C.S., Dupont, J.N., Marder, AR, "Influence of stress ratio on fatigue crack propagation: Behavior of stainless steel welds", *Welding Journal*, pp. 59S-64S, December 2004.
- [14] Iacoviello F, Iacoviello D, Cavallini M, "Analysis of stress ratio effects on fatigue propagation in a sintered duplex steel by experimentation and artificial neural network approaches", *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, pp. 819-828, 2004.
- [15] Puchi-Cabrera ES, Staia MH, Tovar C, Ochoa-Pérez EA, "High cycle fatigue behavior of 316L stainless steel", *International Journal of Fatigue*, Vol. 30, pp. 2140-2146, 2008.
- [16] Packiaraj CC, Ray SK, Mannan SL, "The influence of crack closure on the positive load ratio (R) dependence of fatigue threshold stress intensity factor range ΔK_{th} of AISI 316 stainless steel in air at room temperature", *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 57, No 1, pp. 65-70, 1994.
- [17] Yahiaoui B, Petrequin P, "Etude de la propagation de fissures par fatigue dans des aciers inoxydables austénitiques à bas carbone du type 304L et 316L", *Rev. Phys Appl (Paris)*, Vol. 9, No 4, pp. 683-690, 1974.
- [18] Strizhalo, VA, Berezovskii, AA, "Using criteria of the nonlinear fracture mechanics in examining the growth of surface fatigue cracks", *Strength of Materials*, Vol. 25, No 6, pp. 395-402, 1993.
- [19] Park HB, Lee BW, "Effect of specimen thickness on fatigue crack growth rate". *Nuclear Engineering Design*, Vol. 197, pp. 197-203, 2000.
- [20] Harter, JA, "AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP", Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory, 2006.
- [21] Newman, JC, "A crack opening stress equation for fatigue crack growth", *International Journal of Fracture*, Vol. 24, No 3, pp. 131-135, 1984.
- [22] Benachour, M, Hadjoui, A, Benachour, N, "Effect of geometrical and loading parameters on fatigue crack growth of stainless steel 316L", *Proceedings of the ASME 2010 10th Biennial Conference on Engineering Systems Design and Analysis (ESDA 2010)*, Vol. 1, n° ESDA2010-24055, pp. 351-355, 2010.



VII^{èmes} Journées d'Etudes Techniques 2012
The International congress for applied mechanics
La mécanique et les matériaux, moteurs du développement durable

du 02 au 04 mai 2012, Marrakech – Maroc

Notch and thermal heating effects on fatigue crack initiation of Al-alloy

Benachour Mustapha¹, Benachour Nadjia², Benguediab Mohamed³, Abdelhamid Hadjoui¹

¹ Univeristé de Tlemcen, Département de Génie Mécanique, Laboratoire IS2M, Algérie, bmf_12002@yahoo.fr

² Univeristé de Tlemcen, Département de Physique, Laboratoire IS2M, Algérie, nbenachour2005@yahoo.fr

³ Univeristé de Sidi Bel Abbas, laboratoire LMPM, Algérie, benguediab_m@yahoo.fr

Résumé :

En général les composantes mécaniques et structures contient des discontinuités géométriques et entailles. Dans les structures aeronautiques, en particulier les fuselages qui necessitent des trous pour leur assemblage par rivetage. Des coccentrations de contraintes seront produites dans ces discontinuités suite aux efforts extérieurs et depend de la géométrie des entailles. Dans cette etude une étude empirique est menée sur l'initiation et la propagation des alliages d'aluminium 7075 T6 et 7075 T71 sous chargement à maplitude constant. Dans le stade d'initiation, approche local de déformation au niveau de l'entaille est appliquée et le modelè NASGRO dans le domaine de propagation des fissures longues. Dans cette étude, la géométrie SENT avec entaille est utilisée. Basé sur les résultats expérimentaux (bases de données Afgrow), l'effet de la contrainte moyenne sur l'initiation et la propagation des fissiures est mwis en évidence. La durée de vie à l'amorçage est affecté par la géometrie de l'entaille et la contrainte moyenne.

Mots Clés : Amorçage, fissure de fatigue, contrainte moyenne, Alliage d'Aluminium, traitement thermique

Abstract :

Generally mechanical components and structures contain geometrical discontinuities and notches. In aircraft structures, especially fuselages require holes for their assembly by riveting. Stress concentration will be produced in these discontinuities as a result of external force and depend on notch geometry.

In this study an empirical investigation was made on fatigue crack initiation and propagation on 7075 T6 and 7075 T71 aluminium alloy using constant amplitude loading. In initiation stage, local strain approach at the notch was applied and NASGRO model in stable propagation.

In this investigation, SENT specimen is used with notch. Based on experimental results (AFGROW Database), effect of mean stress, is highlights on fatigue initiation life and fatigue crack growth rate. The fatigue life initiation was affected by notch geometry and mean stress.

Key Word : Intiation, fatigue crack, mean stress, Al-alloy, heated treatment

1. Introduction

In fatigue process, fatigue life of a structure is divided into three stages [1]: fatigue crack initiation, stable crack propagation and unstable crack propagation. Generally mechanical components and structures contain geometrical discontinuities and notches. Stress concentration will be produced in several geometrical discontinuities as a result of external force and depend of radius of notch. The stresses are generally higher than the nominal values, and if precautions (good quality of machining of notch, induction of residual stress ...etc.) are not taken into account, notches could be sites of crack initiation and evolution of crack propagation. Fatigue crack initiation life has been estimated by many authors [2-5] when different approaches will be used, which is based on nominal stresses, stress concentration factor and local stress-strain concepts. Others researchers employed the equivalent strain-energy density method to predict fatigue crack initiation [5-7]. In these works it was assumed that crack propagation part of fatigue life is small comparatively to the fatigue initiation life.

Fatigue life of materials and structures depends on several parameters. In initiation stage, fatigue life is linked strongly to metallurgical (thermal heating), geometrical and loading parameters. The aluminum alloy 7075 in the peak aged heat treatment condition T6xxx or heat-treated and then overaged/stabilized T7xxx (subsequently referred to as T6 or T7) has been widely used for structural applications in many aircraft designed in the 50's and 60's. Effect of heat treatment (precipitation hardening) on fatigue life of two aluminum alloys (2024) and (7075) was studied by Al-Khazraji [8]. The alloy (2024) is hardening by natural aging, while the artificial aging is used to hardening the alloy (7075). In this investigation, notched and un-notched specimens are used to perform fatigue tests with different type of heat treatment when fatigue life equation was estimated based on experimental data.

Investigation of aluminum alloy 2024 with two temper situations (T3 and T62) was conducted by Benachour et al. [9]. It was found that aluminum alloy 2024 T62 present a good fatigue crack growth resistance at high stress intensity factor comparatively to aluminum alloy 2024 T3.

Important loading parameter is mean stress characterized by variation of amplitude loading or stress ratio, the latest parameter is studied by several researchers, principally in stable crack propagations on some aluminum alloys [10-12]. Effect of stress on the proportion of the total life occupied by initiation and by propagation of the crack is discussed by Pearson [13]. Various equations to account for the mean stress dependence of crack propagation data have been described by Mann [14]. They have been fitted to data from the aluminium alloys 7075-T6, 2024-T3 and 6082-T6. The effects of the stress ratio, R, on fatigue crack growth rate of 7075 T651 Al-alloy were investigated by Zhao et al. [15] and significant stress ratio, R, was identified. Results of positive values of stress ratio effects, in increasing case, shown a decreasing of number of cycles to initiate a fatigue crack while the alternating stress is kept constant [16]. Recently, in the investigation of Ranganathan et al [17], crack initiation phase has been considered in the estimation of total fatigue life when short crack growth approach was used. For 7449 T7951 aluminium alloy, the fatigue crack growth analysis show that for the test at 120 MPa the crack initiation period seems to be significant (30% of total life) comparatively to the test at 140 MPa when the initiation period is negligible.

In this paper, mean stress, notch sensitivity and heat treatment on fatigue initiation life and fatigue crack growth were studied from the SENT specimen with semi circular notch on Aluminum alloy 7075.

2. Model of fatigue initiation and fatigue crack growth

1. Local strain approach

Fatigue resistance of metals can be characterized by a strain-life curve. Tuegel initially provided the strain-life based fatigue crack initiation module [18]. In AFGROW code [19], strain-life based crack initiation analysis method to predict crack initiation life is incorporated. In fatigue case and at the notch tip, local strains are obtained by using the Neuber's rule or Glinka [20] expressed in following form:

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_a)^2}{4E} = \frac{\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon}{2} \quad (1)$$

where "σ_a" is the applied stress and "σ" and "ε" are the resulting local stress and strain values corrected for the notch effect.

The fatigue notch factor, (K_f), is essentially the K_t value corrected to account for the notch sensitivity for the given material [21]. It is determined as follows:

$$K_f = 1.0 + \left(\frac{K_f - 1.0}{1.0 + (\alpha/r)} \right) \quad (2)$$

where “ α ” is an empirically determined material constant [22] and r is the notch root radius.

In Glinka's approach the local strains and stresses should represent energy equivalence as compared the remote loading conditions, leading to the following equation:

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_a)^2}{2E} = \frac{\Delta\sigma^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma}{n'+1} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (3)$$

In this equation K' and n' correspond to the material's cyclic hardening law.

The local strains were determined by coupling equation (1) and (3), given local strain range in function of local stress range named cyclic stress-strain (equation 4).

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (4)$$

The relationship between total strain amplitude, $\Delta\varepsilon/2$ and life to failure, $2N_f$, can be expressed in the form [23]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{2E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (5)$$

where “ σ'_f ” is the fatigue strength coefficient; “ b ” is the fatigue strength exponent, “ ε'_f ” is the fatigue ductility, “ c ” is the fatigue ductility exponent.

2. Fatigue crack growth model

AFGROW code developed by NASA [19] is used for simulation of fatigue crack growth. The interest model is NASGRO model when totality of fatigue crack growth curves is considered. NASGRO model are expressed by following equation:

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (6)$$

Several parameters used in Nasgro model were defined in user-manual of AFGROW or NASGRO code.

3. Geometry and properties of Al-Alloys 7075

The material used in this study is the aluminum alloys 7075 in two temper situation namely T6 and T73. SENT specimens with semicircular notch are subjected to simulated tensile fatigue tests in constant amplitude loading (figure 1). The basic mechanical properties for studied aluminum alloys are given in Table 1.

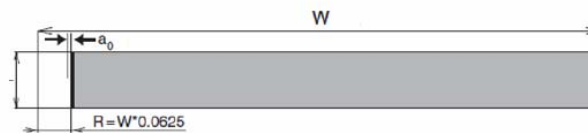


Figure 1. SENT specimen with semicircular edge notch

Table 1. Mechanical Properties of 2024 T351 Al-Alloy

Materials 7075	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	K_C (MPa.m ^{0.5})	K_{IC} (MPa.m _{0.5})	E (Gpa)	ν
T6	517.11	59.39	29.67	71.70	0.33
T73	413.68	61.54	30.77	71.70	0.33

The stress-intensity factors for a through crack emanating from a semi-circular notch subjected to remote uniform stress in SENT specimen was developed by Newman [24]. The equation of this factor depends on several parameters and is written below:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \beta \left(\frac{a}{W}, \frac{a}{r}, \frac{r}{W} \right) \quad (7)$$

where β is boundary correction factor (see [24]).

Basic cyclic strain-life properties used in fatigue crack initiation analysis for studied material of the notched specimen are shown in Table 2 (Afgrow database). Crack growth model parameters are listed in Table 3.

Table 2. Cyclic Strain Life Properties of 2024 T351 AL-Alloy

Materials 7075	σ'_f	ϵ'_f	b	c	K_f	K'	n'
T6	1316.9	0.19	-0.126	-0.52	5.08×10^{-4}	965.26	0.1
T73	799.79	0.26	-0.098	-0.73	5.08×10^{-4}	786	0.032

Table 3. Fatigue crack growth model parameters

Al-alloy 7075	C	n	p	q
T6	4.02×10^{-10}	2.947	0.5	1
T73	2.767×10^{-10}	3.321	0.5	1

4. Results and discussion

1. Effect of mean stress on fatigue initiation life

SENT specimen with semi-circular notch was subjected to remote uniform tensile stress with variation of mean stress (R-ratio). The K_{max} failure criteria were adopted for the limit of crack growth. Figure 2 shown mean stress effect on fatigue initiation life. An increasing in mean stress increase the fatigue initiation life for both studied materials. This increasing is due to the diminution of amplitude loading range, $\Delta\sigma$, when maximum amplitude is kept constant. Initiation fatigue life N_i is interpolated by exponential equation at 97% (see equations 7 and 8). It was shown that aluminum alloy 7075 at temper situation T6 present high resistance to crack initiation. This difference are affected by changement in mechanical properties. For same mean stress, the ratio of fatigue life initiation is about 6.8 for law mean stress. Contrarily, for high mean stress the ratio decrease at 2.6.

$$7075 - T6 \quad N_i = 1279.4e^{0.0495\sigma_m} \quad (8)$$

$$7075 - T73 \quad N_i = 62.27e^{0.0658\sigma_m} \quad (9)$$

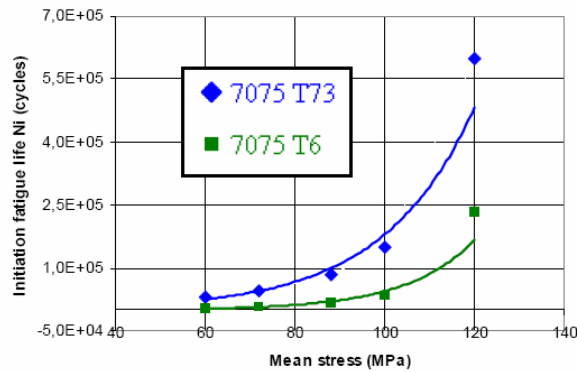


Figure 2. Mean stress effect on fatigue initiation life

2. Effect of mean stress on fatigue crack

Fatigue crack growth lives for aluminum alloy 7075 T6 and 7075 T73 are shown in figure 3 and 4. It is noticed that an increasing in mean stress increase the fatigue life. The increasing of mean stress is due to the increasing of stress ratio. Results shown that fatigue initiation life is important comparatively to the fatigue crack growth after initiation. Arrows specified in figure 3, indicate fatigue life initiation. Figure 5 indicate the difference in fatigue under temper effect.

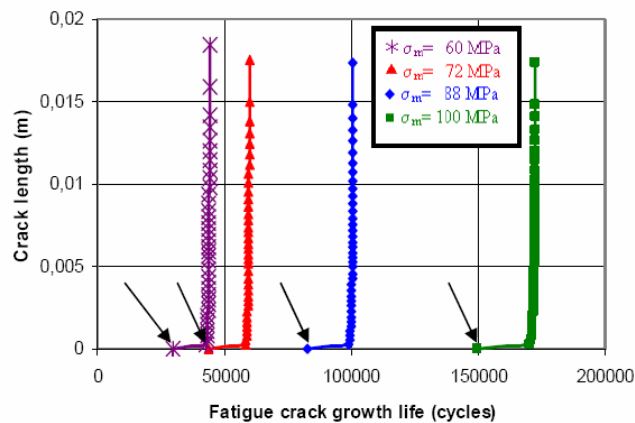


Figure 3. Mean stress effect on total fatigue life (N_i+N_p) for 7075 T6 Al-alloy

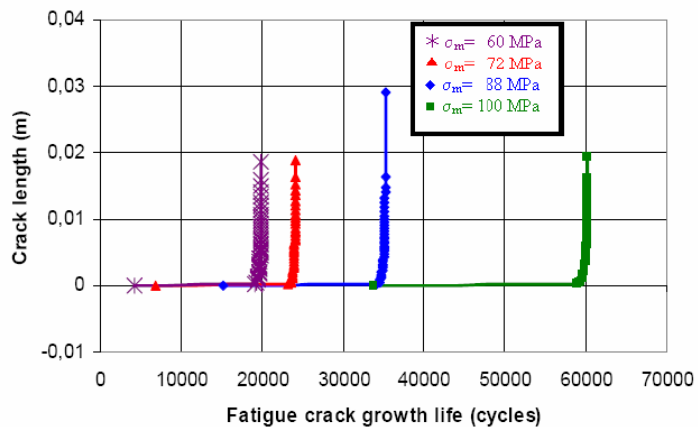


Figure 4. Mean stress effect on total fatigue life (N_i+N_p) for 7075 T73 Al-alloy

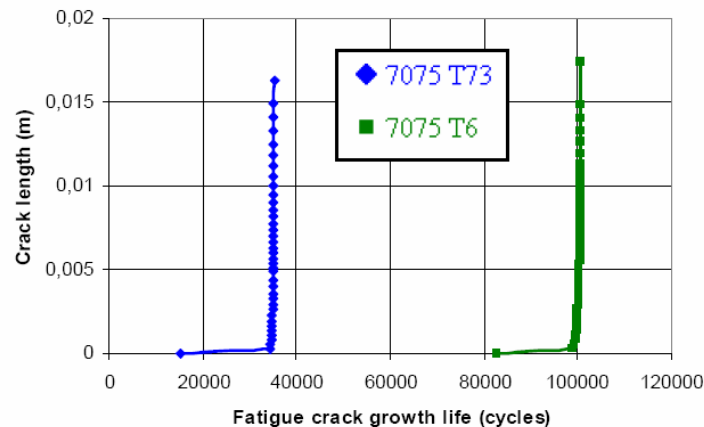


Figure 5. Effect of temper heat treatment on on total fatigue life (N_i+N_p)

5. Conclusion

Fatigue crack initiation and fatigue crack growth of 7075 al-alloy in two temper situation (T6 and T73) on SENT specimen with semi-circular notch are investigated in this study. The main conclusions are cited below:

- Fatigue life is related to crack initiation and growth. Crack initiation is related to applied mean stress (effect of R-ratio), stress concentrations and material properties.
- An increasing in mean stress, increase total fatigue life.
- Fatigue life is affected by heat treatment in processing for same material.

Bibliographie

- [1] Glinka G. "Residual stress in fatigue and fracture: Theoretical analyses and experiments". In Niku-Lari A., Editor, *Advances in Surfaces Treatments*, pp 413-454. Pergamon Press, 1987. Residual stresses, volume 4.
- [2] Glinka, G., "A Notch Stress-strain Analysis Approach to Fracture Crack Growth". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 21, No. 2, pp. 245-261, 1985.
- [3] Socie, D. F., "Fatigue-life Prediction Using Local Stress-Strain Concept". *Experimental Mechanics*, Vol. 17, pp. 50-56, 1977.
- [4] Truchon, M., "Application of Low-Cycle Fatigue Test Results to Crack Initiation from Notches, Low-Cycle Fatigue and Life Prediction". ASTM STP 770, C. Amzallag, B. N. Leis, and P. Rabbe, (Eds.), American Society for Testing and Materials, pp.254-268, 1982.
- [5] Zheng X. "On some basic problems of fatigue research in engineering", *Int. J. Fatigue* 2001; 23:751-66.
- [6] Khan, Z., Rauf, A. and Younas, M., Prediction of fatigue crack propagation life in notched Members under variable amplitude loading," *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 6, No. 3, pp. 365-373, 1997.
- [7] Zheng M, Niemi E, Zheng X. "An energetic approach for predict fatigue crack initiation life of LY 12 CZ aluminum and 16 Mn steel". *Theor Appl Fract Mech* 1997; 26:23-8.
- [8] Ahmed. N. Al-Khazraji. "Effect of heat treatment on fatigue life of aluminum alloys 2024 and 7075". *Eng. & Tech. Journal*, Vol.28, No.22, 2010.
- [9] M. Benachour, M. Bengueidab, A. Hadjoui, N. Benachour. "Fatigue crack growth of different aluminum alloy 2024". 17th European Conference of Fracture : ECF 17. Multilevel Approach to Fracture of Materials, Component and Structures, 2-5 September 2008, Brno, Czech. Book edited by Jaroslav Pokluda and Petr Lucáš, Pavel Šandera, Ivo Dlouhý. VUTUM, Brno – Czech, pp 1047-1052.
- [10] R.T. Holt, M.D. Raizenne, W. Wallace, D.L. DuQuesnay. "RRA Heat Treatment of Large Al 7075-T6 Components". RTO AVT Workshop on "New Metallic Materials for the Structure of Aging Aircraft", Corfu, Greece, 19-20 April 1999.
- [11] F.J. McMaster, D.J. Smith, *International Journal of Fatigue* 23, S93-S101, (2001)
- [12] C.A. Rodopoulos, J. H. Choi, E.R. de los Rios, J.R. Yates. "Stress ratio and the fatigue damage map—Part II: The 2024-T351 aluminium alloy". *International Journal of Fatigue* 26, 2004, pp 747-752.

- [13] S. Pearson. "Initiation of fatigue crack in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks". Engineering Fracture Mechanics 1975, Vol. 7, pp. 235-247.
- [14] T. Mann. "The influence of mean stress on fatigue crack propagation in aluminium alloys". International Journal of Fatigue 29(8), 2007, pp 1393-1401.
- [15] T. Zhao, J. Zhang, Y. Jiang. "A study of fatigue crack growth of 7075-T651 aluminum alloy". International Journal of Fatigue 30, 2008, pp 1169-1180.
- [16] R. Fuczak. "Effects of R-ratio on crack initiation at external discontinuities in autofrettaged cylinders". Experimental Mechanics 9, 1984, pp 122-128.
- [17] N. Ranganathan, H. Aldroe, F. Lacroix, F. Chalon, R. Leroy, A. Tougui. "Fatigue crack initiation at a notch". International Journal of Fatigue 33, 2011, pp 492-499.
- [18] Tuegel, E., "Strain-life crack initiation life software, provided by analytical processes and engineered solutions (AP/ES)", Inc., 1996.
- [19] Harter, J.A. "AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP". Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory.
- [20] Neuber, H., "Theory of Stress Concentration for Shear-Strained Prismatical Bodies with Arbitrary Nonlinear Stress-Strain Law". Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics, 1960. pp. 544-550.
- [21] Peterson, R.E., "Stress Concentration Factors". John Wiley and Sons, 1974.
- [22] Hall, L.H. et al., "Fracture and Fatigue of Surface Flaws and Flaws Originating at Fastener Holes". Volume 1, AFFDL-TR-74-47, 1973.
- [23] Coffin, L.F., "A study of effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal". Transactions of the ASME, 76, 1954, pp. 931-950, 1954.
- [24] Newman, J.C., Jr., "Fracture Mechanics Parameters for Small Fatigue Cracks". Small-Crack Test Methods, ASTM STP 1149, J. Larsen and J. E. Allison, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992, pp. 6-33.

Effect of Levels of Residual Stress at Notch on Fatigue Crack Growth

M. Benachour^{1,*}, M. Dahaoui¹, N. Benachour^{1,2}, A. Cheikh¹, M. Benguediab³

¹ IS2M Laboratory, Department of Mechanical Engineering, Tlemcen University, Tlemcen 13000, Algeria

² Faculty of Sciences, Physics Department, Tlemcen University, Tlemcen 13000, Algeria

³ LMSR, Department of Mechanical Engineering, Sidi Bel Abbes University, Sidi Bel Abbes 22000, Algeria

* Corresponding author: bmf_12002@yahoo.fr

Abstract In this paper, fatigue crack growth of finite plate with hole under constant amplitude loading through compressive residual stress at notch of aluminum alloys was investigated. Residual stress fields were generated by plastic deformation using finite element method. Based on fatigue crack growth rates (FCGRs) experimental data without residual stress, fatigue life and FCGR were predicted using AFGROW code. It was shown that the fatigue crack growth was affected by level of residual stress at notch for different level of plastic deformation. In this investigation, the presence of compressive residual stresses increase the total fatigue life and reduces the FCGRs. In addition stress ratio effect on fatigue behavior was studied.

Keywords Fatigue crack, Compressive residual stress, Al-alloy, notch, stress ratio

1. Introduction

Fatigue crack growth behavior is a significant issue in the establishment of inspection and maintenance procedures in variety industries such as aerospace, automotive, oil industries, rail...etc. This behavior is divided in three stages [1]: fatigue crack initiation, stable crack propagation and unstable crack propagation. Generally, mechanical components and structures contain geometrical discontinuities and notches. Stress concentration will be produced in these discontinuities as a result of external force and depend of notch radius. The stresses are generally higher than the nominal values, and if precautions (good quality of machining of notch, induction of residual stress ...etc.) are not taken into account, notches could be sites of crack initiation. Residual fatigue life of materials and structures depends on several parameters. In stable stage, fatigue life is linked strongly geometrical, loading parameters and residual stress. However, the stresses resulting from applied service loading are not the only stresses of significance for fatigue. Many components also contain residual stresses that were established prior to placing the component into service and which remain in place during the service life. These residual stresses are static load and influence the mean or maximum value of the load in each fatigue cycle. The residual stresses present diverse origin and several shapes [2-11] namely shot-penning, expansion of hole, overloads, underload, pre-strain or pre-deformation, welding, machining process... The stress field is beneficial if the stress is in compressive state [12, 15]. Contrary to this, the fatigue crack is accelerated [16]. Pre-strain is a process when preload induced plastic deformation, induced intentionally or not and create a residual stress field. The level and nature of these residual stresses depend on the amplitude and direction of applied load.

In the investigation of Kamel et al. [17] effects of tensile and compressive residual stress in fracture mechanics specimens by the application of a mechanical pre-load were studied using 'C' shape specimen. Finite element analysis is performed to simulate the pre-loading and the subsequent fracture loading of the cracked specimen. Recently, effect of residual stress on the fatigue behavior

of 2024 Al-alloy was studied experimentally and numerically using FEM by Al-Khazraji et al. [18]. Effect of plastic predeformation by bending to create deep residual compressive stresses on the fatigue strength of steel specimens and compressor blades was studied by Ezhov and Sidyachenko [19]. It was found that plastic predeformation increases the fatigue strength by about 20%. In other work, effect of residual stress induced by plastic predeformation was investigated by Mokhdani [20] on API 5L pipeline steel and Benachour [21] and Jones [22] on 2024 T351 Al-alloy using Four bent specimen. It was found that the fatigue life was influenced by the plastic preload. An increasing in fatigue life was shown by increasing of the level of plastic preload. The fatigue crack growth rates at low stress intensity factor were decreased by the presence of compressive residual stress. In study conducted by Jones and Dunn [23], fatigue crack growth from a hole with residual stress introduced by tensile preload was predicted using linear elastic fracture mechanics and the principle of superposition. O'Dowd et al. [24] introduced residual stresses in compact tension (CT) specimen by mechanical compression. The level of the compressive load was determined by finite element method (FEM). The compressive residual stresses present a beneficial effect on fatigue lifetime. Additionally fatigue life and fatigue crack growth rate (FCGR) were affected by stress ratio. Many researchers [25-28] have studied effect of this parameter on some Al-alloy with and without residual stress.

The main aims of the present investigation is to studied effect of residual stress on fatigue life and fatigue crack growth around hole, determined by plastic preload in tension of samples using finite element method.

2. Finite element model and analysis procedure

2.1. Modeling

The FE model used in simulation of plastic preload (PP) was a plate assumed to be made from Al-alloy 2024 T351 and 6061 T6. The mechanical properties of the both materials are shown in Table 1. In order to analyze the respect of elasto-plastic behavior, a true stress–true strain curve as shown in Figure 1 was used as an input property of FE analysis. As shown in Figure. 2, the dimensions of the plate containing \varnothing 6 diameter holes and thickness (t) = 4 mm. I have varied the level of applied preload characterized by non dimensional ratio σ_p/σ_y , where σ_p is applied preload and σ_y is yield stress for specified material, in order to investigate the level of the residual stress variation on fatigue crack growth behavior. The finite element mesh is shown in Figure 3. Only four quart of the entire plate has been modeled considering of the symmetry. More finite elements than those in other regions are put closer to the boundary of holes. Since we are interested of the residual stress variation according to the X axis from hole edge to free surface, two-dimensional analysis has been carried out with uniform distributed plastic preload σ_p . The program used in the FE analysis was ANSYS, Ver. 11. The mesh element type was “PLANE183”.

Table 1. Mechanical properties for Al-alloys

Al-alloys	E (GPa)	σ_y (MPa)	UTS (MPa)	ν
2024 T351 [44]	74.08	363	477	0.33
6061 T6 [45]	69.04	252	360	

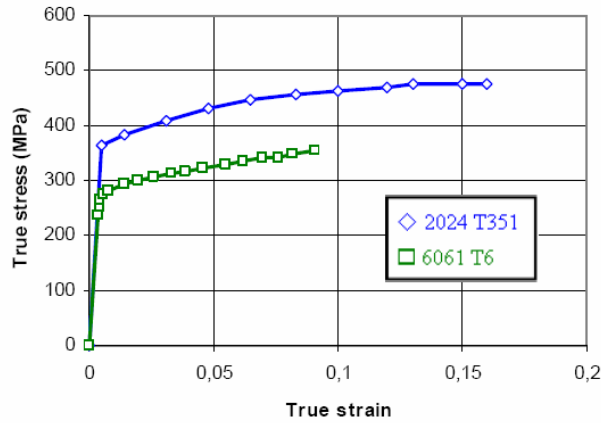


Figure 1. True stress–true strain curves of Al-alloy 6061-T6 and 2024 T351

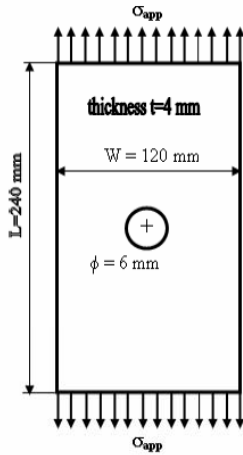


Figure 2. Analysis model

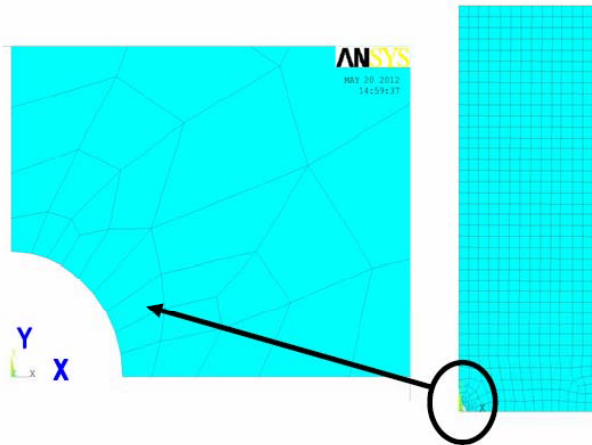


Figure 3. Quarter of finite element mesh with central hole

To generate a residual stress field, the applied load must exceed the elastic limit is to say that the force generated during the loading phase of plastic deformation where the isotropic plasticity model of Von Mises was used to account of the plasticity of material. The applied loading and unloading sequence (i.e. 2024 T351 Al-alloy) to generate residual stress by preload is shown in figure 4. The levels of preload is characterized by ratio σ_p/σ_y for both materials are shown in Table 2.

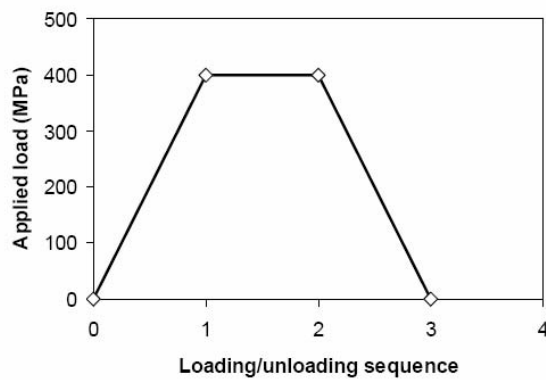


Figure 5. Loading sequence to generate residual stress

Table 2. Levels of preload for both materials

Al-Alloy	2024 T351	6061 T6
σ_p/σ_y	1.047	1.19
	1.102	1.23
	1.212	1.39
	1.350	

2.2. Generated residual stress

Under levels shown in Table 2, respective residual stress fields were generated. Figures 6 and 7 shown residual stress distribution around hole σ_{yy} for different applied preload for 2024 T351 and 6061 T6 Al-alloy respectively for specified levels. Interesting distributions of these residual stresses are along X-axis. X-axis is a planned path for crack propagation in mode I. Figure 8 shows variation of residual stress distribution σ_{yy} along X-axis for 2024 Al-alloy for different preload levels. It shows an increasing of compressive residual stress with increasing of preload levels at hole. was shown

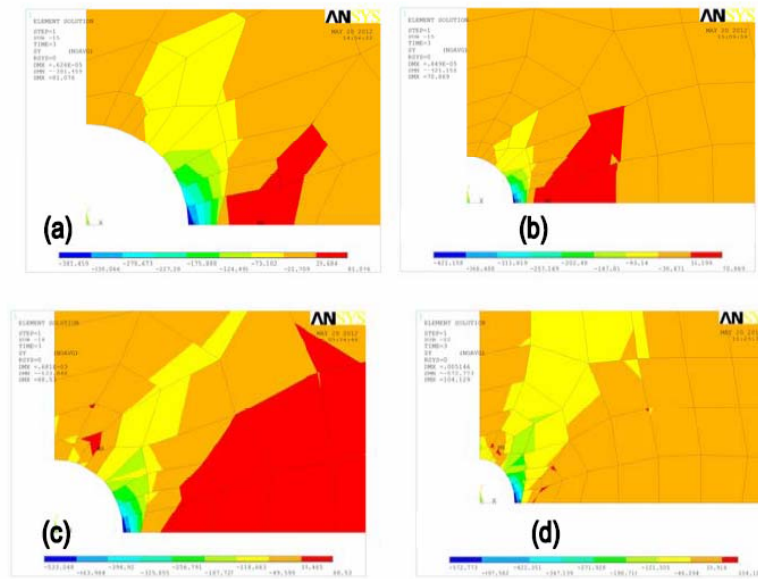


Figure 6. Stress contour for preload levels σ_p/σ_y for 2024 T351: (a) 1.047; (b) 1.102; (c) 1.212 (d) 1.350

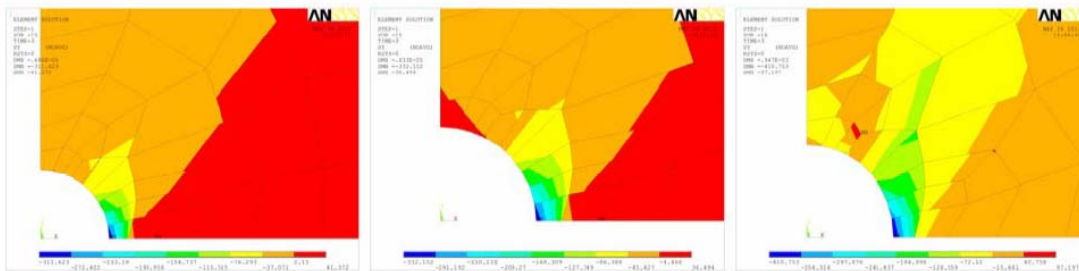


Figure 7. Stress contour for preload levels for 6061 T6 σ_p/σ_y : (a) 1.19 ; (b) 1.23 ; (c) 1.39

Figure 8 shows variation of residual stress distribution σ_{yy} along X-axis for 2024 Al-alloy at different preload levels. Residual stresses are in compression state up to a depth of 1.57 to 1.72 mm from the edge of the hole. It shows an increasing of compressive residual stress with increasing of preload levels at hole. Around distance of 4.5 mm, residual stresses become tensile stresses and difference is negligible. Distributions of residual stresses σ_{yy} along X-axis for 6061 T6 Al-alloy at specified preload levels, are shown in figure 9. No high difference of residual stress at edge of hole was shown. The residual stress in tension is maximal at 2 mm deep from the edge of the hole still; it is of the order of 30 MPa.

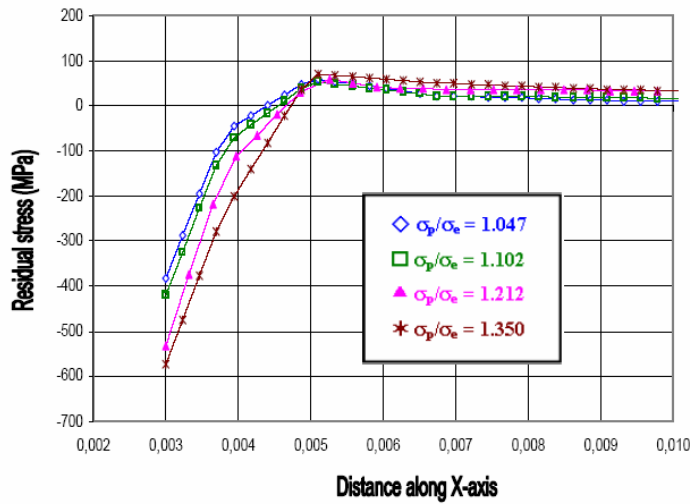


Figure 9. Residual stress along X-axis for 2024 T351 Al-alloy

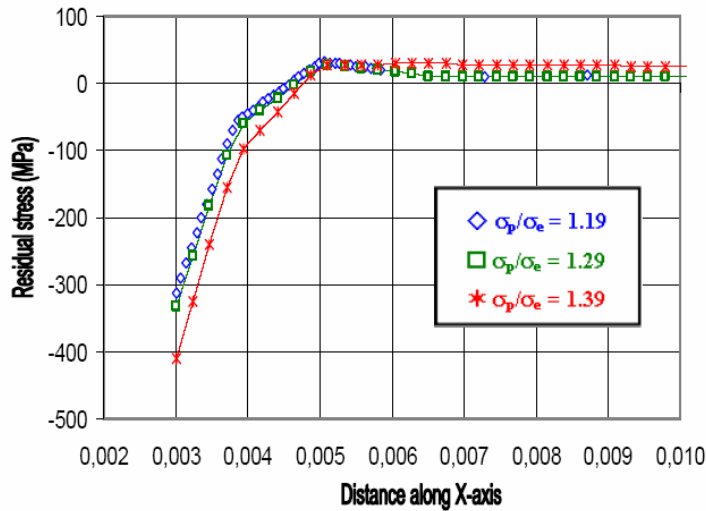


Figure 10. Residual stress along X-axis for 6061 T6 Al-alloy

3. Results and discussion

3.1. Fatigue crack growth modeling

The stress intensity factor for the studied specimen implemented in AFGROW code depends on several parameters and is given by Eq. 1.

$$\Delta K = \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \cdot \beta \left(\frac{a}{r} \right) \quad (1)$$

where β is the geometry correction factor is expressed below (Eq. 2):

$$\beta \left(\frac{a}{r} \right) = 1 - 0.15\lambda + 3.46\lambda^2 - 4.47\lambda^3 + 3.52\lambda^4 \quad (2)$$

where: $\lambda = 1/(1 + (a/r))$

The interest model is NASGRO model when totality of fatigue crack growth curves is considered. Nasgro model are expressed bellow (Eq. 3):

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (3)$$

f present the contribution of crack closure and the parameters C , n , p , q were determined experimentally and ΔK_{th} is the crack propagation threshold value of the stress–intensity factor range. For constant amplitude loading, the function f was determined by Newman [28] (see Eq. 4).

$$f = \frac{K_{op}}{K_{max}} = \left(\text{Max} (R, A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3) \right) \quad R \geq 0 \quad (4)$$

Crack growth parameters of Nasgro model for both materials are presented in Table 3.

Table 3. Parameters of Nasgro model for Al-alloys

Al-Alloy	ΔK_{tho} <i>MPa√m</i>	K_{IC} <i>MPa√m</i>	K_C <i>MPa√m</i>	n	p	q	C
2024 T351	2.857	37.36	74.72	3	0.5	1	1.707×10^{-10}
6061 T6	3.846	28.57	50.0	2.3	0.5	0.5	0.840×10^{-10}

3.2. Residual stress effect on fatigue crack growth

The variation of the fatigue crack growth rate (FCGR) as a function of the amplitude of the stress intensity factor ΔK through residual stresses fields obtained for different preload levels for 2024 T351 Al-alloy is shown in Figure 11. The result shows that FCGR depends on the magnitude of the compressive residual stresses developed at edge of hole.

We note that the FCGR increases while decreasing the preload level. At preloading level σ_p/σ_y equal 1.350, FCGR is about 1.6×10^{-9} m/cycle to crack initiation; against by a low level ie at $\sigma_p/\sigma_y = 1.047$, the FCGR is 1.75×10^{-7} m/cycle. This reduction is influenced by the decrease in residual stress intensity factor K_r whose variation is shown in Figure 12. Factor K_r past from $-13.83 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ to $-4.65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. In absence of residual stress, FCGR is about 3.83×10^{-7} m/cycle.

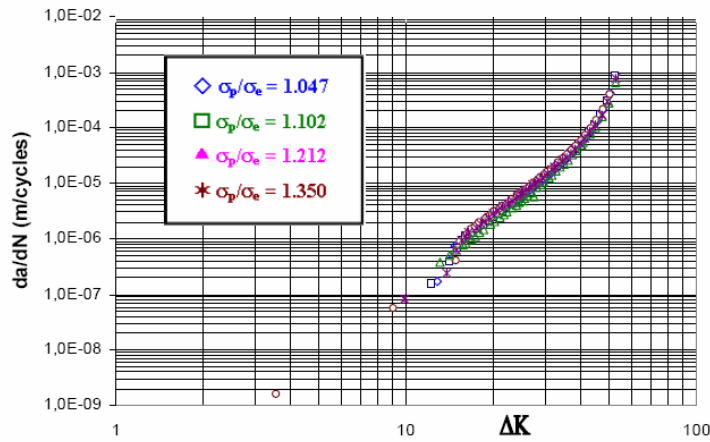


Figure 11. Preload levels effect on FCGR for 2024 T351 Al-alloy at R=0.25

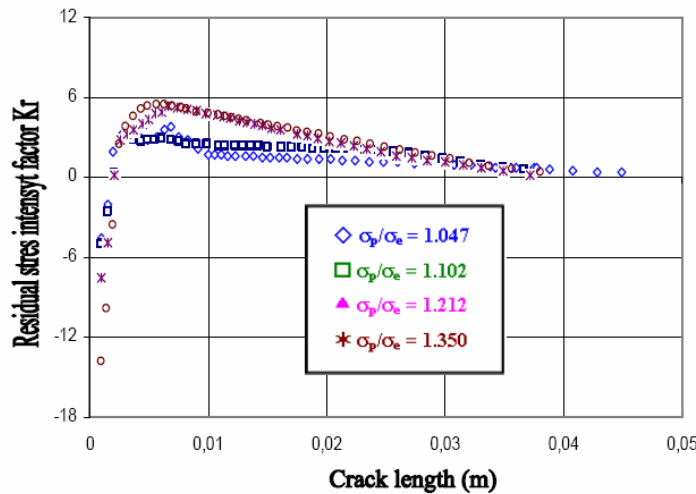


Figure 12. Variation of residual stress intensity factor K_r for preload levels of 2024 T351 Al-alloy

Residual stress effect on FCGR for 6061 Al-alloy is shown in figure 13. Their effect was significant at early cracking when residual stresses are in compressive state. Comparatively to state without residual stress, FCGR for level σ_p/σ_y equal to 1.19 was increased by 30%. For high preload level, $\sigma_p/\sigma_y = 1.37$, FCGR was increased by 28.6%. The increasing of FCGR was linked to the decreasing of factor K_r when his variation was shown in figure 14. From 3.37 mm of crack length, residual stress intensity factor at $\sigma_p/\sigma_y = 1.37$ is greatest to the other levels. This increasing was due to the presence of tensile residual stress at this area from 3.37 to 20 mm. The effect of residual stress was explained by the variation of stress ratio at any cycles for specified crack length.

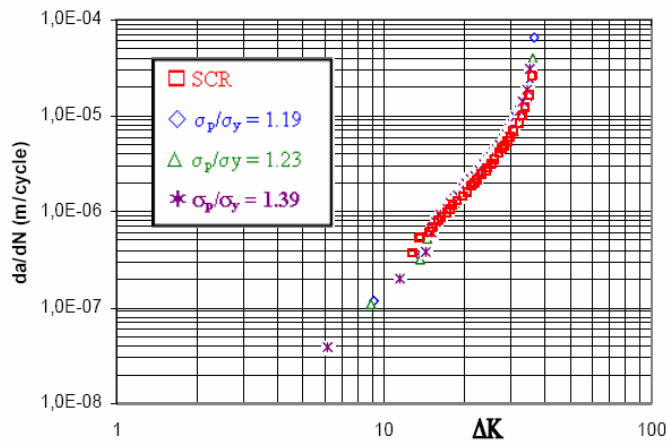


Figure 13. Preload levels effect on FCGR for 6061 T6 Al-alloy at R=0.25

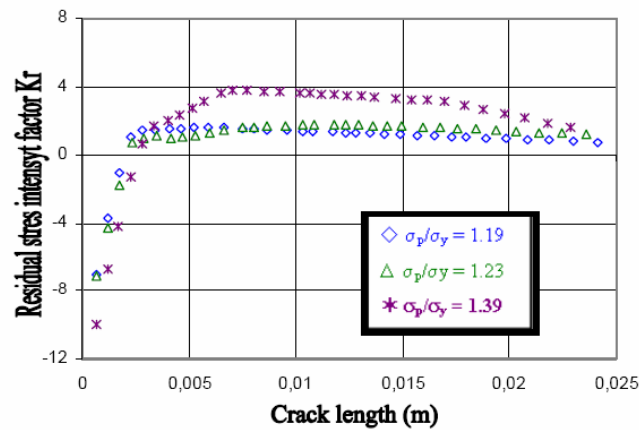


Figure 14. Variation of residual stress intensity factor Kr for preload levels of 6061 T6 Al-alloy

4. References

- [1] G. Glinka, “Residual stress in fatigue and fracture: Theoretical analyses and experiments”. In Niku-Lari A., Editor, Advances in Surfaces Treatments, Pergamon Press, 1987, 413-454.
- [2] Pavier, M.J., Poussard, C.G.C. and Smith, D.J., “Effect of residual stress around cold worked holes on fracture under superimposed mechanical load”, Engineering Fracture Mechanics, 63 (1999), 751-773.
- [3] Makabe, C., Punowidodo A. and McEvily, A.J., “Effect of surface deformation and crack closure on fatigue crack propagation after overloading and under-loading”, International Journal of fatigue, 26 (2004), 1341-1348.
- [4] John, R., Jata K.V., and Sadananda, K., “Residual stress effects on near-threshold fatigue crack growth in friction stir welds in aerospace alloy”, International Journal of fatigue, 25 (2003), 939-948.

- [5] H. Wang, F.G. Buchholz, H.A. Richard, S. Jägg, B. Scholtes, Numerical and experimental analysis of residual stress for fatigue crack growth., *Computational Materials Science* 16 (1999), 104-112.
- [6] J. Barralis, L. Castex, G. Maeder, Précontraintes et traitements superficiels. *Technique de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques M1 180*.
- [7] P.J. Withers, H.K.D.H. Bhadeshia, "Residual stress - Part 2: Nature and Origins". *Materials Sciences and Technology*, 17, April 2001.
- [8] Lim Won-Kyum, Jeong-hoon Song, B.V. Sankar, Effect of ring indentation on fatigue crack growth in an aluminum alloy plate. *International Journal of Fatigue*, 51 (1981), 61-69.
- [9] M. Benedetti, T. Bortolamedi, V. Fontanriand, F. Frendo, Bending fatigue behavior of differently shot panned Al 6082 T5 alloy. *International Journal of Fatigue*, 26 (2004), 889-897.
- [10] T. Fett, Residual crack profiles under weak phase transformation conditions. *Engineering Fracture Mechanics*, 56 (1997), 275-284.
- [11] V.V. Silberschmidt, E. Werner, Analysis of thermal residual stresses in duplex-type materials, *Computational Material Science*, 16 (1999), pp 39-52.
- [12] Y.C. Lam, K.S. Lian, The effect of residual stress and its redistribution on fatigue crack growth. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 12 (1989), 59-66.
- [13] M. Beghini, L. Bertini, Fatigue crack propagation through residual stress fields with closure phenomena. *Engineering Fracture Mechanics*, 36 (1990), 379-387.
- [14] L. Wagner, G. Lütjering, V. Sedláček, Fatigue crack growth retardation in an Al alloy 2024 in a residual compressive stress field. *International Conference on Residual Stresses: ICRS2*, 23-25 November (1988), 803-808.
- [15] M.A. Wahab, G.R., Rohrsheim, J.H. Park, Experimental study on the influence of overload induced residual stress field on fatigue crack growth in aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154 (2004), 945-951.
- [16] S. Suresh, R.O. Ritchie, On the influence of fatigue underload on cyclic crack growth at low stress intensities. *Materials Sciences and Engineering*, 51 (1981), 61-69.
- [17] S. Kamel, Robert C. Wimpory, Michael Hofmann, Kamran M. Nikbin, N.P. O'Dowd, *Advanced Materials Research*, 89-91 (2010), 275.
- [18] A.N. Al-Khazraji, F.M. Mohammed, R.A. Al-Taie, *Eng. Tech. Journal*, 29(3) (2011).
- [19] V. N. Ezhov, V.M. Sidyachenko, Influence of plastic predeformation on the fatigue strength of compressor blades with defects. *Strength of Materials*, Vol. 26, Issue 10, (1994), 772-782
- [20] C. Mokhdani, Amorçage et propagation de fissures de fatigue dans un acier pour tubes de transport de gaz : Identification des lois de d'endommagement et application aux structures tubes sous pression interne. Thesis in french Doctorat Es-sciences, Mines ParisTech, France, 1995.
- [21] M. Benachour, Simulation of fatigue crack growth through residuals stresses field. Thesis in French Doctorat Es-Sciences, University of Sidi Bel Abbes, Algeria, 2008.

Notch effect on fatigue crack initiation

N. Benachour^{1,2}, M. Benachour², A. Hadjoui², M. Benguediab³

¹ Faculty of Science, Department of Physics, University of Tlemcen,
nbenachour2005@yahoo.fr

**IS2M laboratory, Faculty of Technology, Mechanical Engineering Department
University of Tlemcen, B.P. 230, Tlemcen 13000
mbenachour_99@yahoo.fr/ hadjoui_ab@yahoo.fr

***LMPM Laboratoy, Faculty of Technology, Mechanical Engineering Department
University of Sidi Bel Abbas, 22000
benguediab_m@yahoo.fr

Abstract:

In this papers an empirical investigation was performed on 2024 T351 aluminium alloy in fatigue crack initiation using constant amplitude loading. In initiation stage, local strain approach at the notch was used. Flat plate specimen of double through crack at hole was used. Based on experimental results of 2024 T351 cyclic deformation parameter, effect of stress ratio, R , is highlights on fatigue initiation life. The increasing of dimension of hole characterizing the notch effect decrease the fatigue life.

Keywords: Fatigue crack initiation, notch effect, Aluminum alloy.

Résumé :

Dans ce travail, une étude empirique a été menée sur l'alliage d'aluminium 2024 T351 en sur l'initiation de fissures de fatigue sous un chargement à amplitude constante. En phase d'initiation, l'approche de déformation locale au niveau des entailles a été utilisée. L'éprouvette plate avec trou centrale a été utilisée. Basé sur des résultats expérimentaux de des paramètres de déformation cyclique du matériau 2024 T351, l'effet du rapport de charge, R , sur la durée de vie à l'amorçage en fatigue a été mis en évidence. L'augmentation du diamètre trou caractérisant l'effet d'entaille diminuer la résistance à la fatigue.

Mots clés : amorçage des fissures de fatigue, effet d'entaille, alliage d'Aluminium.

1. Introduction

Fatigue process undergoes several stages and from an engineering point of view it is convenient to divide the fatigue life of a structure into three stages (Glinka, 1987): fatigue crack initiation, stable crack propagation and unstable crack propagation. Generally mechanical components and structures contain geometrical discontinuities and notches. In aircraft structures especially fuselages require holes for their assembly by riveting. Stress concentration will be produced in these discontinuities (holes) as a result of external force and depend of diameter of hole. The stresses are generally higher than the nominal values, and if precautions (good quality of machining of hole, induction of residual stress ...etc.) are not taken into account, notches could be sites of crack initiation and evolution of crack propagation. To assess the effects of notches on the behavior of structures, the prediction of fatigue strength compared to the challenges of design and safety is relevant. Fatigue life prediction of structures with discontinuities has been extensively studied [Tooper et al, 1969; Dabell et al, 1977, Truchon, 1982; Glinka, 1985).

Fatigue crack initiation life has been estimated by many authors (Socie, 1977; Zheng, 2011) when different approaches will be used, which is based on nominal stresses, stress concentration factor and local stress-strain concepts. Others researchers employed the equivalent strain-energy density method to predict fatigue crack initiation [Glinka, 1985; Khan, 1977; Zheng, 1997). The cited works

assumed that crack propagation part of fatigue life is small comparatively to the fatigue initiation life.

Generally fatigue life of materials and structures depends on several parameters. Especially in initiation phase, fatigue life is linked strongly to metallurgical, geometrical and loading parameters. The main loading parameter is stress ratio studied by several researchers, principally in stable crack propagations on some materials (McMaster et al, 2001; Rodopolos et al, 2004). Effect of stress on the proportion of the total life occupied by initiation and by propagation of the crack is discussed by Pearson (Pearson, 1975). In this work and for a crack initiated at a plane polished surface the propagation life varied from almost 100 percent of the total life at a life of about 2×10^4 cycles to a small proportion at a total life approaching the fatigue limit.

Initiation of cracks at a mild notch in aluminium alloy 2024-T4 was investigated by Grosskreutz and Shaw (Grosskreutz et al., 1969). The notch was to localise the initiation site and they used a replica method and high resolution microscopy to detect the crack. A large majority of fatigue cracks in aluminium alloy aircraft structures initiate at fastener holes in joints (Huth, 1977).

Effect of stress ratio on fatigue crack initiation from hole was investigated by Fujczak (Fujczak, 1984). For positive values of stress ratio, an increase in the R-ratio decreases the number of cycles to initiate a fatigue crack while the alternating stress is kept constant. Recently, in the investigation of Ranganathan et al (Ranganathan, 2011), crack initiation phase has been considered in the estimation of total fatigue life when short crack growth approach was used. The results on fatigue crack initiation of 2024 T351 aluminium alloy show an increasing in fatigue life initiation with increasing stress ratio and maximum remote stress in measured and predicted results. On other material (aluminium alloy 7449 T7951), the fatigue crack growth analysis show that for the test at 120 MPa the crack initiation period seems to be significant (30% of total life) comparatively to the test at 140 MPa when the initiation period is negligible.

In this work, stress ratio and notch sensitivity (hole effect) on fatigue initiation life were studied from the double through crack at hole flat plate specimen made of the 2024-T351 Al-alloy. The study of these stages is based on local strain approach at the notch.

2. Local Strain Approach

Fatigue resistance of metals can be characterized by a strain-life curve. Tuegel initially provided the strain-life based fatigue crack initiation module (Tuegel, 1996). In AFGROW code (Harter, 2006), strain-life based crack initiation analysis method to predict crack initiation life is incorporated. In fatigue case and at the notch tip, local strains are obtained by using the Neuber's rule or Glinka (Neuber, 1960) expressed in following form:

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_a)^2}{4E} = \frac{\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon}{2} \quad (1)$$

where " σ_a " is the applied stress and " σ " and " ε " are the resulting local stress and strain values corrected for the notch effect.

The fatigue notch factor, (K_f), is essentially the K_t value corrected to account for the notch sensitivity for the given material (Peterson, 1974). It is determined as follows:

$$K_f = 1.0 + \left(\frac{K_t - 1.0}{1.0 + (\alpha/r)} \right) \quad (2)$$

where " α " is an empirically determined material constant (Hall, 1973) and r is the notch root radius.

In Glinka's approach the local strains and stresses should represent energy equivalence as compared the remote loading conditions, leading to the following equation:

$$\frac{(K_f \cdot \Delta\sigma_a)^2}{2E} = \frac{\Delta\sigma^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma}{n'+1} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (3)$$

In this equation K' and n' correspond to the material's cyclic hardening law.

The local strains were determined by coupling equation (1) and (3), given local strain range in function of local stress range named cyclic stress-strain (equation 4).

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (4)$$

The relationship between total strain amplitude, $\Delta\varepsilon/2$ and life to failure, $2N_f$, can be expressed in the form (Coffin, 1954):

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{2E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (5)$$

where “ σ'_f ” is the fatigue strength coefficient; “ b ” is the fatigue strength exponent, “ ε'_f ” is the fatigue ductility, “ c ” is the fatigue ductility exponent.

3. Material properties and specimen geometry

The material used in this study is the aluminum alloy 2024-T351. Plates are subjected to numerical fatigue tests in L-T orientation. The basic mechanical properties for Aluminum alloys 2024-T351 are given in Table 1. Simulation of fatigue crack initiation and crack growth used plate with double through crack at hole under tensile tests (Fig.1).

Table 1: Mechanical Properties of 2024 T351

$\sigma_{0.2}$ (MPa)	K_C (MPa.m ^{0.5})	K_{IC} (MPa.m ^{0.5})	E (Gpa)	ν
372.32	74.72	37.36	73.09	0.33

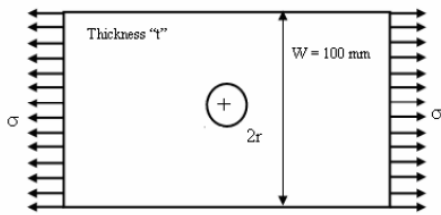


FIG. 1 Finite plate specimen with hole

Table 2 lists basic cyclic strain-life properties used in fatigue crack initiation analysis for studied material of the notched specimen (AFGROW Database).

Table 2: Cyclic strain life properties of 2024 T351

σ'_f	ε'_f	b	c	K_f	K'	n'
1013.53	0.21	-0.11	-0.52	0.5×10^{-4}	786	0.09

4. Results and Discussion

4.1. Stress ratio effect on fatigue life initiation

Plate specimen in L-T orientation was subjected to constant amplitude loading with different R-ratio. Fig. 2 showed effect of stress ratio on fatigue initiation life. For positive values of stress ratio, an increase in the R-ratio increase

the number of cycles to initiate a fatigue crack while the alternating stress is not kept constant. This increasing is due to the diminution of amplitude loading range when maximum amplitude is maintained constant. The evolution of initiation life is fitted by exponential equation, see on Fig. 2. At low stress ratio, his effect is negligible.

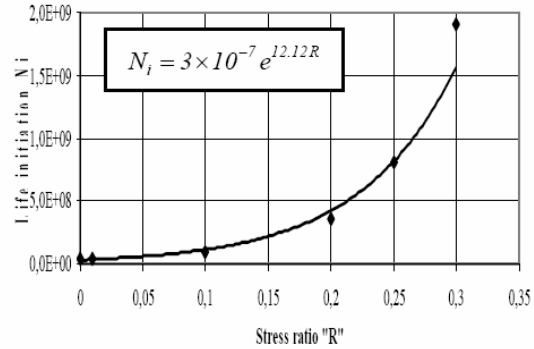


FIG. 2 Effect stress ratio on fatigue initiation life

4.2. Notch effect on fatigue initiation life

Notch effect is characterized by variation of notch radius of hole. Fig. 4 shows the variation of fatigue initiation life in function of notch radius at stress ratio R=0.1. It have been shown that an increasing of notch radius decrease the fatigue initiation life. The increasing of notch radius of 2 mm to 7 mm decreases the fatigue initiation life approximately 8.5 times. The evolution of initiation life function of radius of hole is given by equation 11 with good correlation.

$$\frac{N_f}{10^9} = (4.0 - 4.0r + r^2 - 0.3r^3 + 0.03r^4 - 10^{-3}r^5) \quad (11)$$

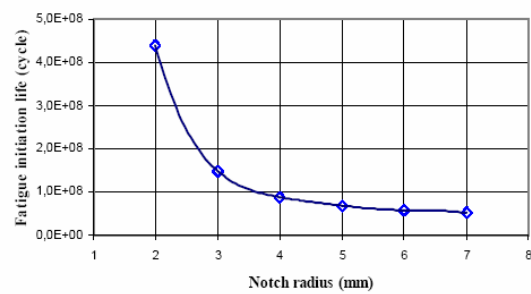


FIG. 4 Effect of notch radius (hole) on fatigue initiation life

5. Conclusion

Fatigue crack initiation of 2024 T351 on the double through crack at hole plate specimen are investigated in this work. The main conclusions are cited below:

- The result of this study shows that crack initiation dependent on the component geometry and applied stresses.
- Fatigue life is related to crack initiation. Crack initiation is related to applied mean stress (effect of R-ratio), stress concentrations and material properties.
- An increasing of notch radius, decrease the fatigue initiation life.

References

- Coffin, L.F., 1954, A study of effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal, *Transactions of the ASME*, Vol. 76, pp. 931-950.
- Dabell, B. J., Hill, S. J., Eaton, D. E., Watson, P., 1977, Fatigue life prediction for notched components, *Journal of the Society of Environmental Engineers*, Vol. 16, No. 4, pp. 3-11, 1977.
- Fujczak, R.R., 1984, Effects of R-ratio on crack initiation at external discontinuities in autofrettaged cylinders. *Experimental Mechanics*, Vol. 9, pp 122-128.
- Glinka, G., 1985, A Notch Stress-strain Analysis Approach to Fracture Crack Growth. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 21, No. 2, pp. 245-261.
- Glinka G., 1987, *Residual stress in fatigue and fracture: Theoretical analyses and experiments*, In Niku-Lari A., Editor, *Advances in Surfaces Treatments*, pp 413-454. Pergamon Press, 1987. Residual stresses, volume 4.
- Grosskreutz, J.C., Shaw, C.G., 1969, *Critical mechanisms in the development of fatigue cracks in 2024 T4 aluminum*. Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture, Brighton.
- Hall, L.H. et al., 1973, *Fracture and fatigue of surface flaws and flaws originating at fastener holes*, Vol. 1, AFFDL-TR-74-47, 1973.
- Harter, J.A., 2006, *AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP*. Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory.
- Huth H., Schütz, D., 1977, *The collection and analysis of fatigue damage occurring in aircraft in service*, Royal Aircraft Establishment Library Translation 1934, Farnborough, UK.
- Khan, Z., Rauf, A. and Younas, M., 1997, Prediction of fatigue crack propagation life in notched Members under variable amplitude loading,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 6, No. 3, pp 365-373.
- McMaster, F.J., Smith, D.J., 2001, Predictions of fatigue crack growth in aluminium alloy 2024–T351 using constraint factors, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, S93-S101.
- Neuber, H., 1960, Theory of Stress Concentration for Shear-Strained Prismatical Bodies with Arbitrary Nonlinear Stress-Strain Law, *Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics*, pp. 544-550.
- Pearson, S., 1975, Initiation of fatigue crack in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks, *Engineering Fracture Mechanic*, Vol. 7, pp. 235-247.
- Peterson, R.E., 1974, *Stress concentration factors*, John Wiley and Sons.
- Ranganathan, N., Aldroe, H. , Lacroix, F. Chalon. F. , Leroy, R., Tougui, A., 2011, Fatigue crack initiation at a notch, *International Journal of Fatigue*, Vol. 33, pp 492-499.
- Rodopoulos, C.A., Choi, J.H., De Los Rios, E.R., Yates, J.R., 2004, Stress ratio and the fatigue damage map-Part II: The 2024-T351 aluminium alloy”. *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, pp. 747-752.
- Socie, D.F., 1977, Fatigue-life Prediction Using Local Stress-Strain Concept, *Experimental Mechanics*, Vol. 17, pp. 50-56.
- Topper, T. H., Wetzell, R. M., and Morrow, J., 1969, Neuber’s Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens, *J. Materiala.*, Vol. 4, No. 1, pp. 200-209.
- Tuegel, E., 1996, *Strain-life crack initiation life software, provided by analytical processes and engineered solutions*, (AP/ES), Inc., 1996.
- Truchon, M., 1982, Application of Low-Cycle Fatigue Test Results to Crack Initiation from Notches, Low-Cycle Fatigue and Life Prediction,” ASTM STP 770, C. Amzallag, B. N. Leis, and P. Rabbe, (Eds.), *ASTM American Society for Testing and Materials*, pp. 254-268, 1982.
- Zheng M, Niemi E, Zheng X. 1997, An energetic approach for predict fatigue crack initiation life of LY 12 CZ aluminum and 16 Mn steel, *Theor Appl Fract Mech*, Vol 26, pp 23-8.
- Zheng X., 2001, On some basic problems of fatigue research in engineering, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, pp 751-766.

Sequences loading effects on fatigue crack growth retardation of aluminium alloy

Mustapha BENACHOUR¹, Nadja BENACHOUR^{1,2}

¹Laboratoire d'Ingénierie des Systèmes Mécanique & Matériaux, Département de Génie Mécanique
Faculté de Technologie, Université de Tlemcen, 13000.

²Faculté des Sciences, Département de Physique, Université de Tlemcen, 13000.

E-mail: mbenachour_99@yahoo.fr

Abstract -

In this paper, sequences loading effects on fatigue crack growth were studied. This study is conducted on 7050 aluminum alloy tempered at T74 condition. Some of typical aluminum alloy of 7000 group are used for aeronautical structures. Modified Willenborg retardation model implemented in AFGROW is applied in this study. Variable amplitude loading (VAL) can take many forms i.e with a single overload, band overload random overload ...etc. The shape of these loads has strongly affected the fracture life and the fatigue crack growth rates (FCGRs). The application of a single overload (variable ORL) decreased the FCGR and increased the delay crack length caused by the formation of a larger plastic zone compared to the plastic zone due to the constant amplitude loading. In band overload case, FCGRs decrease immediately for low value of bandwidth overload. Contrarily, for large values of the band overload, the results show that the FCGRs increase immediately after application of overload cycles. The effect of overload on the delay is detected after a certain number of cycles

Key Words: Single overload, band overload, Willenborg model, Aluminum alloy, fatigue crack.

1 Introduction

It is known that the fatigue crack propagation behaviour of metals depend upon a number of variables namely the mechanical properties and microstructure, specimen, environment, applied cyclic loading, stresses and strains acting at the crack tip. Most of fatigue research has been concentrated on examining the phenomena under constant amplitude fatigue cycling for aluminium alloys [1-4].

During service, mechanical and aeronautical structures are subjected mostly to complex cyclic loading (determinist or random spectrum). It is well known that load fluctuations lead to fatigue crack propagation, the rate of which depends on the interaction of loads or stresses. The simplest case for the spectrum loading is when single and multiple peak overloads are applied to constant amplitude loading. Research on variable applied loading (VAL),

determined that appreciable crack growth retardation can occur following tensile overloading [5, 6]. Crack growth retardation after overloads is an important problem in life predictions for cracked structures. A numbers of models have been developed to account for crack growth retardation due to tensile overloads [7-9] namely Willenborg, Wheeler model, Gallagher modified Willenborg model [10]. Crack growth retardation due to tensile overloads has been explained by several different theories. The most commonly discussed theories are fatigue crack closure [11]; residual stresses [7, 8], crack tip blunting and sharpening [12] and cyclic strain hardening and softening [13]. All mechanisms are not dissociable. Overload retardation has been widely investigated in a range of engineering materials [3, 11, 14] and many research's were oriented to the study of several form of variable amplitude and associated parameter namely single or block overloading on aluminium alloys.

Fatigue crack retardation due to variable amplitude loading spectra was studied in 7075 T6511 aluminum alloy by Corbly and Packman [15]. It was shown that the degree of retardation depend strongly on the relative amplitudes of the peak stress intensity, the number of stress applications N_i at the peak stress intensity, the magnitude of the constant amplitude crack growth rate at the lower stress intensity range and the number of fatigue cycles N_f at the lower stress intensity level after the last peak stress is applied. The influence of overload ratio has been investigated primarily in aluminium alloys for the aerospace industry. In the investigation of Vardar [16], overload ratios between 1.3 and 2.4 were considered in a 7075-T6 alloy under plane strain conditions. A linear correlation was found between the number of retardation overload cycles and the overload ratio.

In fatigue crack growth investigation conducted by Bathias and Vancon [17] on 2024 and 2618 aluminium alloy, fatigue crack growth rate was retarded after application of one or several overload.

In this study, it was demonstrated that the process of fatigue crack retardation by application of overloads results from the plastic deformation at the crack tip and the nature of the test specimen surface. Plastic zone diameter and the retardation relationships depend on toughness, on the metal cyclic strengthening and cyclic plastic deformation. Effect of overload on fatigue crack growth studied by Robin and Pelloux [18] was performed on a 2124 T351 aluminum alloy. The results showed that crack retardation near the surface of the specimen was greater than in the plane strain region near the center and the models of Wheeler and Willenborg were found to provide a fair approximation of the retardation phenomenon. In a recent work, the investigation of Bao and Zhang [19] of aluminium alloy 2324 T39 subjected to truncated load spectra, crack growth life was predicted using NASGRO model and generalized Willenborg model [10]. Good prediction has been given using these models for 2324 T39 for lower stress.

The main objective of the present work was to investigate the effect of single overload cycle and band overload on the fatigue behaviour of double through crack at hole using 7050-T74 using Generalized Willenborg model [10] implemented in AFGROW code.

2 Aluminum alloy 7050-T74 specimen

The material used in this study is 7050-T74 aluminum alloy obtained on rolled plates in L-T orientation. The basic mechanical properties for this material are in Table 1. Simulation of fatigue crack growth in mode I used finite plate with double through crack at hole when initial crack is $a_0=0.5$ mm is shown on figure 1.

TAB.1: Mechanical properties of 7050-T74 Al- alloy

$\sigma_{0.2}$ (MPa)	K_C MPa \sqrt{m}	K_{IC} MPa \sqrt{m}	E (GPa)	ν
448.16	72.52	36.26	71.70	0.33

The stress intensity factor for the studied specimen implemented in AFGROW code depends on several is written bellow:

$$\Delta K = \sigma \sqrt{\pi a} \beta \left(\frac{a}{r} \right) \quad (1)$$

where β is the geometry correction factor, proposed by Newman [20], is expressed below :

$$\beta \left(\frac{a}{r} \right) = 1 - 0.15 \lambda + 3.46 \lambda^2 - 4.47 \lambda^3 + 3.52 \lambda^4 \quad (2)$$

where: $\lambda = 1/(1+(a/r))$

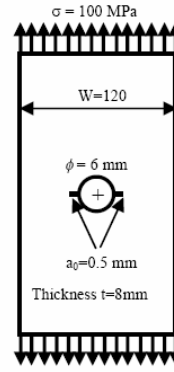


FIG. 1: Double through crack at hole in finite plate

3 Fatigue crack growth & retardation models

In order to account of the different stages of the propagation NASGRO model is used in this study (see equation 1). The different parameters of this equation are defined in the AFGROW user's manual [21]

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (3)$$

The main parameters of NASGRO equation for the studied material are presented in Table 2.

TAB.1: Parameter of crack growth model of 7050-T74 (AFGROW Material Database)

C	n	p	q
1.14×10^{-10}	3.368	0.5	1.0

The Generalized Willenborg model [14] is one of the most common load interaction models used in crack growth life prediction programs. The model uses an "effective" stress intensity factor based on the size of the yield zone in front of the crack tip. The formulation of the Willenborg retardation model used in AFGROW is given below:

$$\begin{cases} K_{\max(eff)} = K_{\max} - K_r \\ K_{\min(eff)} = K_{\min} - K_r \\ R_{eff} = K_{\min(eff)} / K_{\max(eff)} \end{cases} \quad (4)$$

K_r is residual stress intensity factor due to overload (equation 5) and R_{eff} is effective stress ratio.

$$K_r = \phi \left(K_{\max(ol)} \sqrt{1 - \frac{(x - x(ol))}{R_y(ol)} - K_{\max}} \right) \quad (5)$$

factor ϕ and is expressed by equation 6.

$$\phi = (1 - \Delta K_{th} / K_{\max}) / (SOLR - 1) \quad (6)$$

and yield zone created by overload $R_{y(ol)}$ is expressed by:

$$R_y(ol) = \left(\frac{K_{\max}(ol)}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \cdot \left(\frac{1}{\alpha \cdot \pi} \right) \quad (7)$$

SORL is Shutoff Overload Ratio (ratio of the overload to nominal load required to effectively stop further growth under nominal loading (Al-alloy SORL=3); x and $x(ol)$ are respectively crack length and crack length at overload and “ α ” is stress state in a given crack growth direction.

4 Results and discussion

4.1 Variable amplitude loading

Variable amplitude loading in this study is characterised by overload ratio “ORL = $\sigma_{\max\text{-overload}} / \sigma_{\max\text{-CA}}$ ” (Figure 2) allow to create an instantaneous yield zone resistant to crack growth.

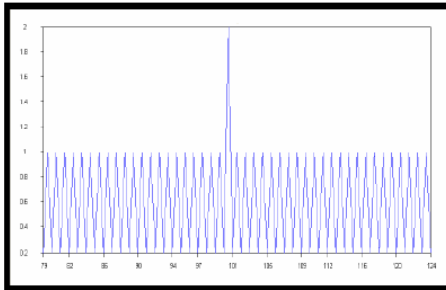


FIG. 2: Example of spectrum loading with single overload (ORL=2)

Figure 3 shown effect of single overload after 50000 cycle amplitude loading for two overload ratio (ORL=2.0, 2.5) on fatigue life. I was shown that an increasing in overload ratio increase the fatigue life of fracture. This is due to the retardation resulted from the application of overload. The retardation is characterized by retardation fatigue life N_d . A slight variation of fracture fatigue life is found between the constant amplitude and variable amplitude without delay effect. Figures 4 and 5 shown the extension of the crack length in function of numbers of cycles of the botch overload load ratio when numbers of cycle retardation is indicated. Fracture fatigue life is 3.74 times for ORL=2.5 compared to fatigue life for ORL=2.0. Result of the evolution of fatigue crack

growth rates shows a decreasing of fatigue crack growth rate's (Figure 6) for botch overload ratio after applied of overload.

Figure 6 shows in detail the decrease in FCGRs which increased from 4×10^{-8} to 1×10^{-8} m/cycle just for application of overload. In others research is shown acceleration after application of overload.

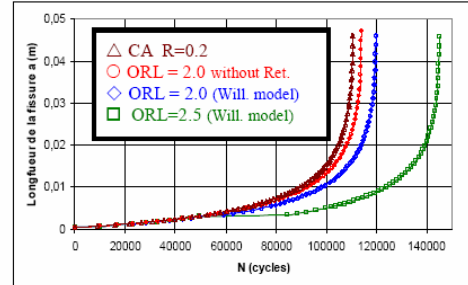


FIG. 3: Effect of overload ratio ORL on retardation in fatigue life

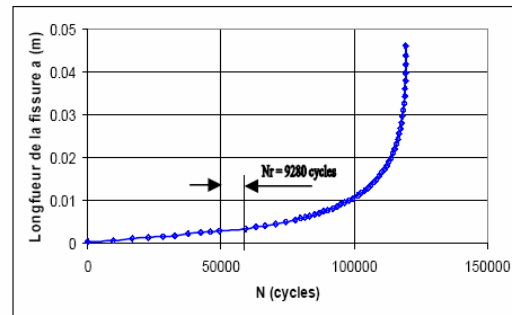


FIG. 4: Evaluation of retardation for single overload ORL= 2.0

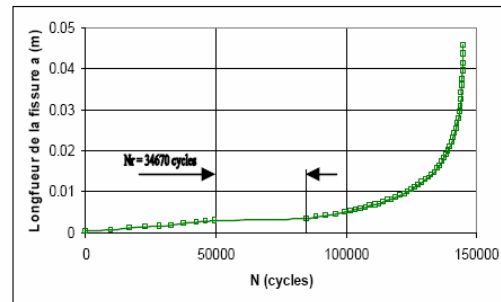


FIG. 5: Evaluation of retardation for single overload ORL= 2.5

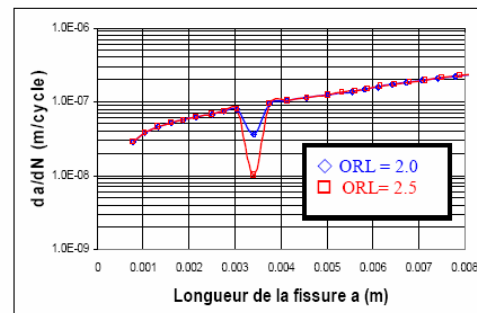


FIG. 6: Effect of single overload ratio on FCGRs

4.2 Effect of band overload on retardation

Others sequences of loading are characterized by application of band overload after application of constant loading. Band overload is characterized by parameter “q”. The effect of band overload on fatigue life is shown on figure 8. For low value of band overload parameters, retardation in fatigue life is shown immediately. But for high value, an increasing in crack growth is identified after application of band overload. Effect of band overload on fatigue crack growth rate is shown on figure 9. Results show that FCGRs decrease immediately for low value of bandwidth overload. Contrarily, for large values of the band overload, FCGRs increase immediately after application of overload cycles. The effect of overload on the delay is detected after a certain number of cycles. These effects are related to the formation of the cyclic plastic zone before and after application of the band Overload.

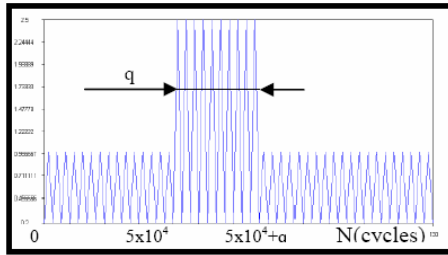


FIG. 7: spectrum loading with band overload (ORL=2.5)

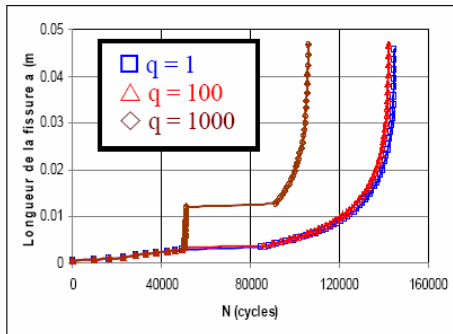


FIG. 8: Effect of band overload on fatigue life

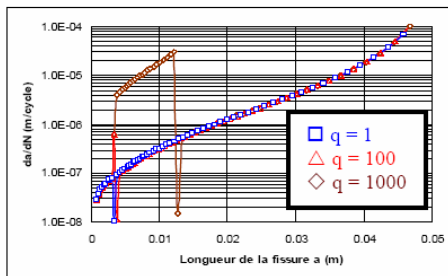


FIG. 9: Effect of band overload on FCGRs

5 Conclusion

This study was conducted to simulate the propagation of fatigue cracks in aluminium alloy 7050-T74 for variable amplitude loading.

In variable amplitude loading case, characterized by application of single overload shows that the total fatigue life, under different overload ratio, are affected. The delayed lifetime was increased with increasing overload ratio. Fatigue life and FCGRs were affected overload band. For high bandwidth overload an increasing in FCGRs is shown immediately contrarily to the low value of bandwidth.

References

- [1] H.R. Shercliff, N.A Fleck, “Effect of specimen geometry on fatigue crack growth in plane strain I. Constant amplitude response”. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol. 13(3), pp 287-296, 1990.
- [2] M. Benachour, A. Hadjoui, M. Benguediab, N. Benachour, “Effect of the amplitude loading on fatigue crack growth”. *Procedia Engineering*, Vol. 2, pp 121-127, 2010.
- [3] A.T. Kermanidis, Sp.G. Pantelakiss, “Prediction of crack growth following a single overload in aluminium alloy with sheet and plate microstructure”. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 78, pp 2325–2337, 2011.
- [4] J.R Mohanty, B.B Verma, P.K. Ray, “Prediction of fatigue crack growth and residual life using an exponential model: Part I (Constant amplitude loading)”. *Int. J. of Fatigue*, Vol. 31, pp 418-424, 2009.
- [5] D.M. Corbley, P.F. Packman, “On the influence of single and multiple peak overloads on fatigue crack propagation in 7075 T6511 aluminum”. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 5, pp. 479-497, 1973.
- [6] G.R. Chanani, B.J. Mays, “Observation of crack closure behaviour after single overload cycles in 7075-T6 single edge notched specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, 1977, Vol. 9, pp 65-73, 1977.
- [7] O.E. Wheeler, “Spectrum Loading and Crack Growth”, *Transaction of the ASME, Journal of Basic Engineering*, pp. 181-186, March 1972.
- [8] J. Willenborg, R. M. Engle, H. A. Wood, “A crack growth retardation model using an effective stress concept” *AFFDL-TM-FBRgl-7* (Air Force Dynamics Laboratory, Dayton, OH, USA), 1971.
- [9] K. Sadananda, AK. Vasudevan, “Analysis of overloads effects and related phenomena”. *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, pp. S233–246, 1999.
- [10] Gallagher, J.P., “A Generalized Development of Yield-Zone Models,” *AFFDL-TM-74-28*, Air Force Flight Dynamics Laboratory, Ohio, 1974
- [11] C.M. Ward-Close, A.F. Blom, R.O. Ritchie, “Mechanisms associated with transient fatigue crack

- growth under variable-amplitude loading: an experimental and numerical study". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 32, pp 613–38, 1989.
- [12] R.H. Christensen, "*Metal fatigue*". New York: McGraw-Hill; 1959.
- [13] J.F Knott, A.C. Pickard, "Effects of overloads on fatigue-crack propagation: aluminium alloys". *Metal Science*, Vol. 11, pp 399–404, 1977.
- [14] Ch. Bichler, R. Pippan, "Effect of single overloads in ductile metals: a reconsideration", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 74, pp 1344–1359, 2007.
- [15] D.M. Corbley, P.F. Packman, "On the influence of single and multiple peak overloads on fatigue crack propagation in 7075 T6511 Al". *Engineering Fracture Mechanics*. Vol. 5, pp. 479-497, 1973.
- [16] O. Vardar, (1988). "Effect of single overload in FCP", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 30, pp 329-335, 1988.
- [17] C. Bathias, M. Vancon, "Mechanisms of overload effect on fatigue crack propagation in aluminium". *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 10, pp 409-424, 1978.
- [18] C. Robin, R.M. Pelloux, "Fatigue crack growth retardation in an aluminum alloy". *Materials Science and Engineering*, 44, 115–120, 1980.
- [19] Rui Bao, Xiang Zhang, (2009). "Fatigue Crack Growth Behaviour and Life Prediction for 2324-T39 and 7050-T7451 Aluminium Alloys under Truncated Load Spectra". *International Journal of Fatigue*, Vol. 32(7), pp 1180-1189, 2009.
- [20] J.C. Newman, "*Predicting failures of specimens with either surface cracks or corner crack at holes*". TN D-8244, NASA Langley Research Center, 1976.
- [21] J.A. Harter, "*AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP*". Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory, 2006.

Describing fatigue crack growth in 2024 T351 Al-alloy with an enhanced exponential model

M. Benachour[†], A. Belmokhtar[†], N. Benachour^{†,‡}, M. Benguediab^{*}

[†]Laboratoire d'Ingénierie des Systèmes Mécaniques & Matériaux "IS2M", Génie Mécanique
Faculté de Technologie, Université de Tlemcen

[‡] Département de physique, Faculté des Sciences, Université de Tlemcen

^{*}Laboratoire de Matériaux et Systèmes Réactifs, Génie Mécanique, Université de Sidi Bel Abbes

Abstract— In this paper, an attempt has been made to use “exponential model” in fatigue crack growth of 2024 T351 Al-alloy. This model was initially developed by Thomas Robert Malthus for development of population and previously used in developing bacteria. The present model permits to predict fatigue life without integrating the fatigue crack growth rate curve. Results obtained with the present model are compared to experimental fatigue crack growth data in stress ratio range from 0.1 to 0.3. This model cover stages II and III of fatigue crack growth.

Keywords-Exponential model; fatigue crack, Al-alloy

I. INTRODUCTION

In practice, many engineering structures are subjected to fatigue phenomenon and really contain inherent defects and discontinuities. These defects cause rapid initiation of cracks. In this case, fatigue life is normally estimated by crack growth analysis, using the stress intensity range factor ΔK . Crack growth data are often drawn as crack growth per cycle da/dN versus the applied stress intensity range factor ΔK .

The fatigue crack growth behaviour depends on several parameters [1] such as stress ratio, stress intensity factor, environment ...etc. Since the beginning of the sixties, several fatigue crack growth models have been developed for different materials to estimate fatigue life.

The first model was proposed by Paris and Erdogan where the fatigue crack growth rates (FCGR) depend on stress intensity range factor ΔK . This model covers region II of FCGR curves followed by a straight, known as Paris law [2] and does not depend on stress ratio R. Forman *et al.* [3] modified Paris law and introduced another form, to consider the effect of the R-ratio and region III of FCGR curves, depending on the fracture toughness (K_{IC}). Walker [4] suggested another model of FCGR curve depending on R-ratio.

Later Elber [5] introduced the concept of crack closure and gives effective explanation for R-ratio effects. In this model, the crack growth rate is a function of effective stress intensity factor ΔK_{eff} . There are several other models developed so far, such as Collipriest [6], McEvily [7], Xiulin [8.], Wang [9]. However, the entire models developed are not applicable to all materials and do not consider the influence of all parameters at the same time. Forman and Mettu [10] developed an equation describing

all regions of FCGR curves and depending on several parameters. Such as R-ratio, crack closure effect, threshold stress intensity factor, stress intensity range factor and the material toughness. In a recent research, He *et al.* [11] have developed an analysis model of total fatigue life under constant amplitude loading based on crack closure and thickness effects.

The service life components of the structure under cyclic loading can be estimated by integrating the rate equation of the Paris law or Nasgro equation. However, direct integration becomes robust and complicated as the geometrical factor ‘f(a/h)’ in the expression of ΔK varies with crack length. Therefore, fatigue life may be estimated by numerical integration using different values of ‘f(a/h)’ that ought to be held constant over a small crack length increment. In order to overcome this difficulty, Mohanty *et al.* [12, 13] have attempted to introduce a life prediction procedure by adopting an ‘Exponential Model’. This model predicts the fundamental a-N curve to calculate life without the integration of FCGR curve.

The goal in this investigation is to modify and apply the model suitably for crack growth behaviour under constant amplitude loading for 2024 T351 Al-alloy. This model was initially used by Mohanty *et al.* [12] for the prediction of fatigue crack growth life of 7020-T7 and 2024-T3 Al-alloys.

II. EXPERIMENTAL STUDY

Experimental study was carried out on 2024 T351 aluminium alloy used in aircraft structures. Aluminum 2024 alloy has received the T351 thermo-mechanical treatment (pre-strained and tempered) and has been tested along the T-S directions. The mechanical properties at room temperature are reported in Table 1.

TABLE I. MECHANICAL PROPERTIES OF 2024 T351 AL-ALLOY

E (GPa)	$\sigma_{Y0.2}$ (MPa)	UTS (MPa)	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})	K_I (MPa.m ^{1/2})
74	363	465	37.36	71.72

2024 aluminium alloy bars with a rectangular section 10x10 mm² were loaded under four points bending as shown in Fig. 1. The dimensions of specimens are given in Table 2 where the depths of notch are specified along with a notch radius of 0.20 mm. The applied stress

intensity factor was calculated using the following expression (Eq. 1) [14]:

$$K = \frac{3P \times 1 \sqrt{\pi a}}{B \times h^2} \times f(a/h) \quad (1)$$

where $f(a/h)$ is the geometry function given by Eq. 2:

$$f(a/h) = 1.122 - 1.4(a/h) + 7.33(a/h)^2 - 13.08(a/h)^3 + 14(a/h)^4 \quad (2)$$

and “ a ” is the crack length measured from the free surface of the specimens.

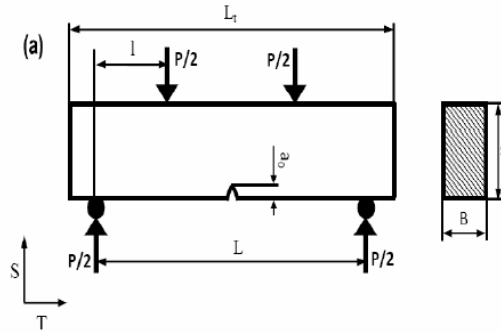


Fig. 1. V-notch Charpy specimen in four point bending tests

III. MODEL DEVELOPMENT AND EXPERIMENTAL DATA

The differential equation describing an exponential growth is (Eq. 3):

$$\frac{dP}{dt} = r \times P \quad (3)$$

where “ P ” is the population and “ t ” is the time.

The solution of the above differential equation is (Eq. 4).

$$P(t) = P_0 \times e^{r \cdot t} \quad (4)$$

The equation is called “law of growth” and quantity “ r ” in this equation is referred to as the Malthusian parameter, also known as the specific growth rate.

In the present case Eq. (4) can be modified and rewritten as (Eq. 5):

$$a_j = a_i e^{m_{ij}(N_j - N_i)} \quad (5)$$

$$m_{ij} = \frac{\ln(a_j / a_i)}{(N_j - N_i)} \quad (6)$$

where a_i and a_j are the crack length, in ‘mm’, in i^{th} step and j^{th} step respectively; N_i and N_j are the number of cycles in i^{th} step and j^{th} step respectively; m_{ij} is the specific growth rate in the interval i - j ; i is the number of experimental steps and $j = i + 1$.

Fatigue crack growth behaviour depends strongly on initial crack length (i.e. initial population in original

Malthusian model) and the previous load history. Therefore, while using the exponential model described in Eq. (5) each previous crack length is taken as the initial crack length for the next step and the specific growth rate ‘ m ’ is calculated for each step in incremental manner. Since it is an empirical model, experimental data are needed to determine the values of ‘ m ’ for each step, which is an important controlling parameter in the proposed model. The procedural steps for the model formulation are as follows:

- * The specific growth rate ‘ m ’ is calculated for each step from experimental a - N data according to the Eq. (6) and subsequently refined by curve fitting that calculates “ m ” and “ a ” values when least square method was applied.
- * The specific growth rate is correlated with another parameter “ l_e ” which takes into account the two crack driving forces ΔK and K_{max} as well as material parameters, plane fracture toughness K_{IC} , modulus of elasticity E , yield stress σ_{ys} . “ l_e ” is defined by Eq. 7.

$$l_e = \left[\left(\frac{\Delta K}{K_{\text{IC}}} \right) \left(\frac{K_{\text{max}}}{K_{\text{IC}}} \right) \left(\frac{\sigma_{\text{ys}}}{E} \right) \right]^{\frac{1}{4}} \quad (7)$$

The different values of “ m ” and “ l_e ” are fitted by a 4th degree polynomial for region II and III for this material, contrarily to the 3rd degree polynomial proposed by Mohanty et al. [12]. The growth rates in the specific interval “ m ” values are calculated by Eq. (8) for different stress ratio for the studied material.

$$m = A' l_e^4 + B' l_e^3 + C' l_e^2 + D' l_e + E' \quad (8)$$

where A' , B' , C' , D' and E' are curve fitting constants for different stress ratio presented in Table 2.

TABLE II. VALUES OF CURVES FITTING CONSTANT FOR AL-ALLOY

R	A'	B'	C'	D'	E'
0.1	1×10^{11}	-3×10^7	2632	46.47×10^{-2}	-3×10^{-6}
0.2	4×10^{11}	-8×10^8	6701	14.05×10^{-2}	-7×10^{-7}
0.3	3×10^{11}	-4×10^7	98.323	43.95×10^{-2}	-2×10^{-7}

- * The predicted number of cycles or fatigue life is calculated by Eq. (9).

$$N_j = -\frac{\ln \frac{a_j}{a_i}}{(m_{ij})} + N_i \quad (9)$$

The predicted values of the specific growth rate (m_{ij}) of the tested specimens have been calculated by putting the values of the curves fitting constants in Eq. (8). The fatigue life is now calculated by using the model presented by Eq. (9). The first experimental “ a ” and “ N ” values of the tested specimens are the initial values (“ a_i ”, “ N_i ”). N_j (for $j=2$) is calculated from the initial values of “ a ” and “ N ” (a_i and N_i for $i=1$). For the best correlation, the crack length “ a_i ” is increased in steps of 0.05 mm and the fatigue life is calculated till the final crack length “ a_f ” is reached. Fatigue crack growth rate da/dN was determined using secant method.

The experimental data and loading condition for different stress ratio are presented in previous research by team [15]. The initial crack length “a_i” is obtained by precrack of the specimen under a load higher than the fatigue constant amplitude loading ΔP . In this step, precrack length is obtained by decreasing amplitude of applied load varying from 2.73 daN to 1.26 daN at final precrack when maximal stress intensity factors are respectively 10 MPa(m)^{1/2} and 7 MPa(m)^{1/2} at R=0.1. At R=0.2 applied loading for precrack are 1.93 daN to 1.01 daN and for R=0.33, the applied precrack loads are 2.20 daN and 1.16 daN. Final precrack length added to length notch represents the initial crack length for fatigue crack at constant amplitude loading. The stress intensity factor ranges at initial and final crack are also presented. Fig. 3 shows experimental data [19] of fatigue life under R-ratio effect used in the present investigation. Experimental data were provided from fatigue tests performed on closed-loop servo-hydraulic testing machine “MTS 810” of 100 KN in load capacity (Fig. 2).

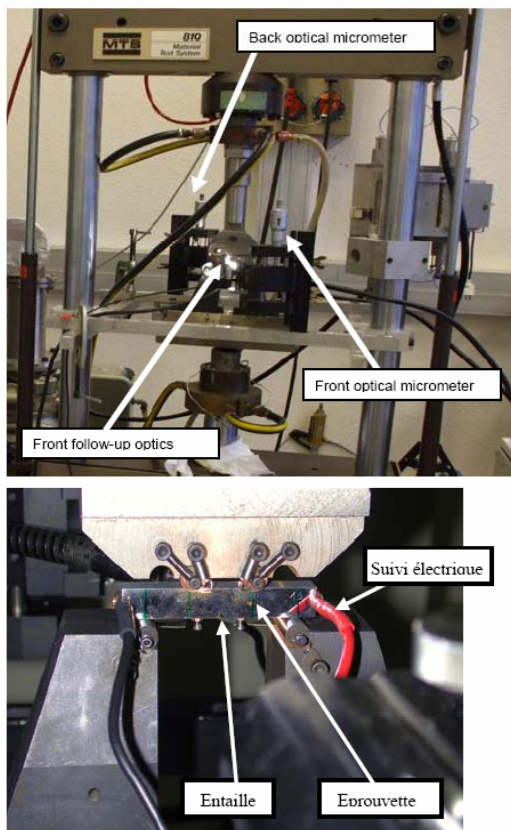


Fig. 2. (a) Servo-hydraulic machine fatigue test MTS810
(b) Mounting four point bending fatigue test

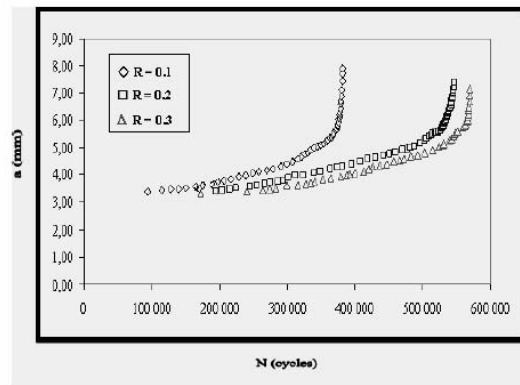


Fig. 3. Experimental fatigue life of V-notch in four point bending tests of 2024 T351 Al-alloy

IV. RESULTS & DISCUSSION

The predicted (a, N) curves obtained from the proposed exponential model have been compared to the experimental results for the three stress ratio (Figs. 4, 5 and 6). The exponential model was adopted on the 3 experimental crack propagation curves, so a good accordance between experiment and model could be expected. The fatigue crack growth curves (da/dN- ΔK) are shown in Figs. 7, 8 and 9 for the tested specimens. It can be seen that the predicted results cover the two regions of fatigue crack growth rate (II and III regions). This result presents a confirmation of the conclusion stated by Mohanty et al. [12] on the tests carried out on alloys 2024 T3 and 7020 T7.

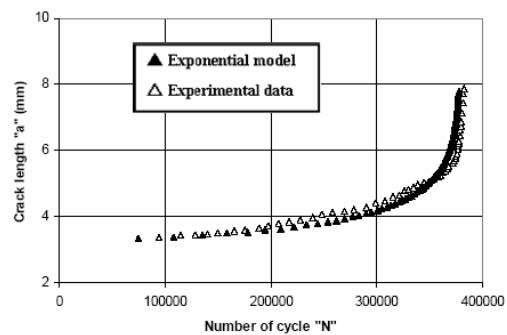


Fig. 4. Comparison of predicted and experimental fatigue life for 2024-T351 at R=0.1.

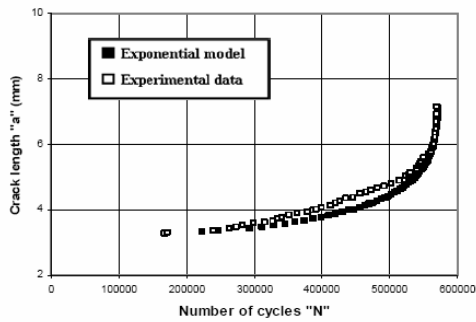


Fig. 5. Comparison of predicted and experimental fatigue life for 2024-T351 at R=0.2.

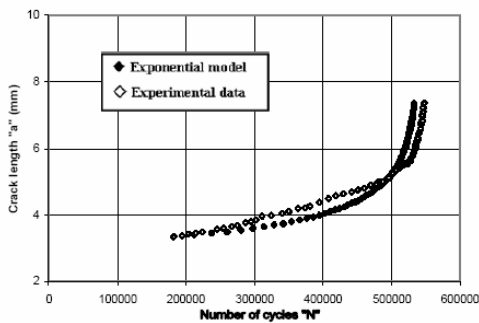


Fig. 6. Comparison of predicted and experimental fatigue life for 2024-T351 at R=0.3.

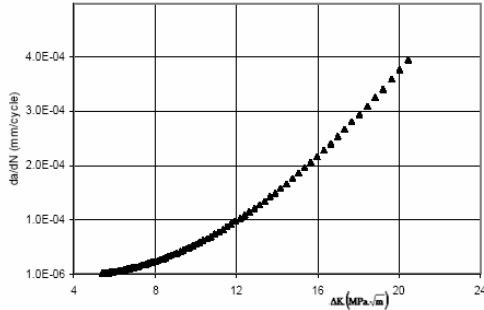


Fig. 7. Predicted crack growth rate for 2024-T351 at R=0.1

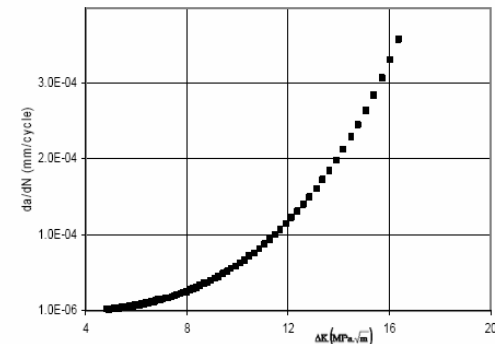


Fig. 8. Predicted crack growth rate for 2024-T351 at R=0.2

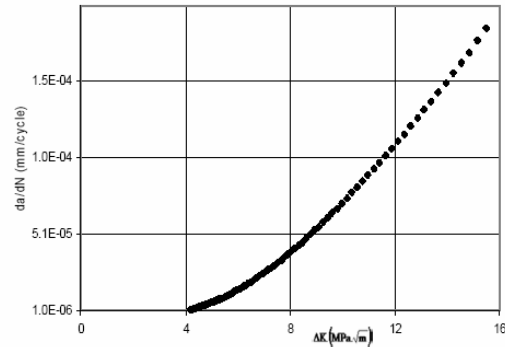


Fig. 9. Predicted crack growth rate for 2024-T351 at R=0.3

V. CONCLUSION

A contribution for the development of exponential fatigue crack growth model for metallic alloy namely 2024 T351 Al-alloy is given in this investigation. Based on experimental results, a modified exponential model was developed and the following conclusions are drawn;

- * Fatigue life was determined without numerical procedures.
- * The present model covers both stages of fatigue crack growth described in Forman model (stages II and III).
- * Fatigue crack growth parameter “ m_i ” of exponential model is fitted by a 4th degree polynomial equation compared with Mohanty et al. polynomial equation.
- * The present model covers the both stages of fatigue crack growth II and III (stable and instable).

This model is developed in fatigue crack growth at constant amplitude loading. The application of this model to other loading (variable or multi-axial) with other behavior (nonlinear) suggest the modification of fatigue crack growth parameters “ m ” and “ I ” according to specific variables of loading and nonlinearity.

REFERENCES

- [1] D. François, A. Zaoui, A. Pineau, “Mechanical behavior of materials: micro and macroscopic constitutive behaviour”. Springer Ed. 2010.
- [2] P.C. Paris, F. Erdogan, “A critical analysis of crack Propagation law”. J. Basic. Eng. 85, pp 528-34, 1963.
- [3] R.G Forman, S.R Mettu, “Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in Ti-6Al-4V alloy”. Fracture Mechanics 22nd Symposium, Vol. 1, ASTM STP 1131, H.A. Saxena and D.L. McDowell, eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992.
- [4] E.K. Walker, “The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7076-T6 aluminum. In: Effect of environment and complex load history on fatigue life”, ASTM STP 462. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp.1-14, 1970.
- [5] W. Elber, “Fatigue crack closure under cyclic tension”. Engineering Fracture Mechanics 2, pp. 37-45, 1970.
- [6] J.E. Jr. Collipriest. “An Experimentalist's View of the Surface Flaw Problem. Physical Problems and Computational Solutions”, J.L. Swedlow, Ed., American Society of Mechanical Engineers, New York, pp. 43-62, 1972.
- [7] A.J. McEvily, “Phenomenological and micro structural aspects of fatigue”. Third International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Cambridge, England; published by The Institute and The Iron and Steel Institutes, Publication, W36, pp. 204-213, 1974.

- [8] Z. Xiulin Z. A simple formula for fatigue crack propagation and a new method for the determination of ΔK_{th} . *Engineering Fracture Mechanics* 27(4), pp. 465-475, 1987.
- [9] Wang Wei, Cheng Thomas, "Fatigue crack growth rate of metal by plastic energy damage accumulation theory", *Journal of Engineering Mechanics* 120(4), pp. 776-795, 1994.
- [10] J.A. Harter, "AFGROW users guide and technical manual – AFGROW for windows 2K/XP version 4.0011.14", Air Force Research Laboratory, 2006.
- [11] Y. He, W. Shu, R. Cui, L. Wu, "Total fatigue life prediction under constant amplitude loading", *Material Science Forum* 704-705, pp 636-640, 2012.
- [12] J.R. Mohanty, B.B. Verma, P.K. Ray, "Prediction of fatigue crack growth and residual life using an exponential model: Part I (constant amplitude loading)". *International Journal of Fatigue* 31, pp 418-424, 2009.
- [13] J.R. Mohanty, B.B. Verma, "Determination of fatigue crack growth rate from experimental data: a new approach". *International Journal of Microstructure and Materials Properties* 5(1), pp. 79-87, 2010.
- [14] H. Tada, P. Paris, G. Irwing, "The stress analysis of cracks handbook", Del Research Corporation, Hellertown, Pennsylvania, 1973.
- [15] M. Benachour, A. Hadjoui, M. Benguediab, N. Benachour, "Stress ratio effect on fatigue behavior of aircraft aluminum alloy 2024 T351", *MRS Proceedings*, 1276-7, 2010.