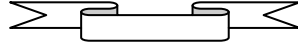


République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieure et de la Recherche Scientifique
Université Abou Bekr Belkaid – Tlemcen



Faculté de Technologie
Département de Génie Mécanique

Mémoire pour l'obtention du diplôme en Post-Graduation
Magister en génie mécanique
Ecole Doctorale : Mécanique des Matériaux & Structures
Option : Systèmes Mécaniques & Matériaux

Thème

***Contribution sur les études des effets de chargement
sur la propagation des fissures de fatigue***

Présenté par : **ZEGGAI Boumediene**

Le : **04/07/2013** devant le jury composé de :

Président	: HADJOUI Abdelhamid	Pr.	Université de Tlemcen
Encadreur	: BENACHOUR Mustapha	MC_A	Université de Tlemcen
Examineur	: BENGUEDIAB Mohamed	Pr.	Université de Sidi Bel Abbas
Examineur	: MEFTAH Khouane	MC_A	Université de Tlemcen
Invité	: CHEIKH Abdelmadjid	Pr.	Université de Tlemcen

Remerciements

Je remercie ALLAH de m'avoir donné le courage, la volonté et la patience de mener à terme ce travail.

*Le présent mémoire a été dirigé par monsieur **BENACHOUR Mustapha**, Maître de Conférence à l'université de Tlemcen. C'est grâce à lui, à ses remarques, conseils et à son soutien que j'ai pu le finaliser. J'exprime mes gratitude, mes reconnaissances et mes sincères remerciements.*

*Je tiens à remercier vivement monsieur **HADJOUI Abdelhamid**, Professeur à l'université de Tlemcen pour avoir accepté de présider le jury de soutenance de ce mémoire.*

*Je tiens à remercier vivement messieurs **BENGUEDIAB Mohamed**, Professeur à l'université de Sidi Bel Abbes et **MEFTAH Khouane** Maître de Conférence à l'université de Tlemcen qui ont accepté d'examiner ce travail.*

*Mes remerciements vont aussi à Monsieur **CHEIKH Abdelmadjid**, Directeur du Laboratoire IS2M pour ses précieux conseils et nous honorer de sa présence lors de la soutenance.*

*Je remercie particulièrement mes enseignants du département de génie mécanique pour leurs contributions, leurs précieux conseils durant ma formation de graduation et post-graduation et plus particulièrement Messieurs **SEBAA Féthi** et **HADJOUI Féthi**.*

RESUME

L'effet de chargement sur la fissuration par fatigue a fait l'objet de la présente étude. Cette étude est menée sur une éprouvette en alliage d'aluminium de type SENT avec entaille semi circulaire sur le bord avec une fissure traversante. Les matériaux investigués sont de la série 2000 et la série 7000 à savoir les alliages 2024 T351, 2219 T87, 7075 T7351 et 7178 T7651 utilisés pour les structures aéronautiques. Le modèle de propagation NASGRO a été appliqué afin de prédire les durées de vie en fatigue et les vitesses de fissuration sous chargement à amplitude constant et chargement à amplitude variable. Le modèle de Willenborg généralisé a été appliqué afin d'étudier les effets d'interactions des chargements (effets de surcharges). Les effets du rapport de charge et l'amplitude de chargement ont été mis en évidence. Le chargement à amplitude variable présentant différentes formes de spectres a affecté fortement la durée de vie en fatigue et la vitesse de fissuration. L'application d'une seule surcharge avec un taux de surcharge variable a diminué la vitesse de fissuration et augmenté la durée de vie du retard. L'application d'un block de surcharge a aussi affecté la durée de vie et la vitesse de fissuration où le niveau des vitesses de fissuration a augmenté.

Mots Clés : Fatigue, fissuration, rapport de charge, Alliages d'aluminium, effet de retard, surcharge, modèle de Willenborg

ABSTRACT

The investigation of loading effect on fatigue crack growth is the aim of the present study. This study is conducted on Single Edge Notch Tensile Specimen with semi-circular notch and through crack. 2024 T351, 2219 T87, 7075 T7351 and 7178 T7651 Al-alloys used in aeronautical structures were investigated. NASGRO model was applied for predicting of fatigue life and fatigue crack growth rate under constant amplitude loading (CA) and variable amplitude loading (VAL). Generalised Willenborg model was used in order to show loading interaction effects (overload effects). Stress ratio and amplitude loading at constant amplitude loading were highlights. Variable amplitude loading under different form of spectres has affected highly the fatigue life and fatigue crack growth rates. Fatigue lives were increased and fatigue crack growth rates (FCGRs) were decreased in increasing of overload ratio of single overload ratio. In application of overload band, the fatigue lives and FCGRs were affected by band overload and R-ratio of them when level in FCGRs was increased.

Keywords: Fatigue crack growth, Stress ratio, Al-Alloys, retardation effect, overload, Willenborg model.

ملخص

تأثير التحميل على تكسير التعب موضوع هذه الدراسة. أجريت هذه الدراسة على عينة من سبائك الألومنيوم مع وجود تشققات في حافة نصف دائرية. المواد المدروسة هي من سلسلة 2000 و 7000 أي 2024 T351, 2219 T87, 7075 T7351 و 7178 T7651 المستخدمة في هياكل الطائرات. تم تطبيق نموذج NASGRO للانتشار لحساب مدة التعب وسرعة تقدم التشقق بمعدل ثابت تحميل السعة ومتغير سعة التحميل. تم تطبيق نموذج ولنبرغ المعمم على دراسة آثار تفاعلات الأحمال (Effets de surcharge). وسلط الضوء على آثار نسبة التحميل وسعة التحميل. التحميل ذا أطراف متغيرة مع أشكال مختلفة أثر بقوة في مدة مقاومة التعب و سرعة انتشار التشقق. تطبيق حمولة واحد مع معدل متغير من الحمل الزائد أدى إلى انخفاض معدل سرعة الانتشار وزيادة مدة التحمل. تم زيادة سرعة انتشار التشقق وانخفاض مدة مقاومة التعب بتطبيق تحميل متغير ذا عرض هام.

LISTE DES FIGURES

Figure 1	Différent stade de fissuration par fatigue	3
Figure 2	Illustration des différents modes de rupture par fatigue dans un alliage d'aluminium	4
Figure 3	Différents mode de rupture	5
Figure 4	Fissure en mode I- Etat de contrainte au niveau de la pointe de la fissure	6
Figure 5	Distribution des contraintes en pointe de fissure (Zone plastique)	8
Figure 6	Variation de contrainte appliquée en fonction du temps	9
Figure 7	Evolution de la longueur de fissure en fonction de N	10
Figure 8	Stade de fissuration	11
Figure 9	Effet du rapport de charge R sur la propagation d'une fissure de fatigue	13
Figure 10	Vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium en fonction de a) ΔK , ΔK_{eff} , $\Delta K_{eff-modif}$ 7055 T7511 Fatigue	18
Figure 11	Effet du rapport du charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2024T351	19
Figure 12	Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2021T351	19
Figure 13	Courbes de propagation des fissures de fatigue	20
Figure 14	Vitesse de fissuration da/dN en fonction ΔK pour différent rapport de charge	20
Figure 15	Vitesse de fissuration expérimentale de l'alliage 7075T6 pour $R>0$	21
Figure 16	Vitesse de fissuration expérimentale de l'alliage 7075T6	22
Figure 17	Vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2618 sous l'effet de rapport de charge	22
Figure 18	Effet du rapport de charge et l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2024 T3	23
Figure 19	Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK pour un chargement à amplitude constante sous différent environnement	24
Figure 20	Analyse de la propagation des fissures de fatigue de l'alliage 7050-T7451 (a) Vitesse en fonction de ΔK ; (b) Modèle équivalent en fonction de $\Delta K_{eq}(\Delta K, K_{max})$; (c) Modèle à petit échelle de temps	25
Figure 21	Analyse de la propagation des fissures de fatigue de l'alliage 7050-T7451 (a) Vitesse en fonction de ΔK ; (b) Modèle équivalent en fonction de $\Delta K_{eq}(\Delta K, K_{max})$; (c) Modèle à petit échelle de temps	26
Figure 22	Vitesse de propagation en fonction de ΔK_{eff} et R	28
Figure 23	Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie à $R=0.1$	30

Figure 24	Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration à R=0.1	30
Figure 25	Courbe de la vitesse de fissuration montrant le retard avec une surcharge. A- Etat d'équilibre de la vitesse de fissuration, B- Fissuration au cours de l'application de la surcharge, CD- Accélération de la vitesse de fissuration, DE- Retard de la croissance de la fissure et EF :Retour progressif à l'état d'équilibre	32
Figure 26	Représentation schématique du mécanisme des contraintes résiduelles : (a) Surcharge génère une zone de contraintes résiduelles de compression, (b) Sous charge génère une zone de contraintes résiduelles de tension	33
Figure 27	Schéma de principe du phénomène de retard	35
Figure 28	Types de retard	37
Figure 29	Zones plastique après surcharges	39
Figure 30	Schématisation du modèle de Willenborg modifié	41
Figure 31	.Effet de surcharge sur le retard de la fissuration par fatigue de l'alliage d'aluminium 2017	43
Figure 32	Effet de surcharge sur la durée de vie et la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 6061T6	44
Figure 33	Comparaison entre modèle analytique et résultats expérimentaux (a) durée de vie en fatigue, (b) vitesse de fissuration pour l'alliage d'aluminium 2024	45
Figure 34	Variation du pic du retard en fonction du rapport de surcharges	47
Figure 35	Effet du rapport de surcharge sur l'évolution de la longueur de la fissure	47
Figure 36	Effet du rapport de surcharge sur la vitesse de fissuration du 6061 T6	47
Figure 37	Effet du rapport de surcharge sur la vitesse de fissuration du 6063 T6	48
Figure 38	Effet des bandes périodiques de surcharge	48
Figure 39	Spectres de charges	49
Figure 40	Comparaison des résultats (a-N) prédits avec les résultats expérimentaux pour l'alliage 2324 T39 sous différents spectres de charges (a) S0 (b) S5	50
Figure 41	Interface du code AFGROW	53
Figure 42	Eprouvette SENT avec entaille semi-circulaire	54
Figure 43	Spectre de chargement cyclique à amplitude constante (R=0.2)	56
Figure 44	Spectre de chargement cyclique avec surcharges (R=0.2)	57
Figure 45	Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 2024 T351	59
Figure 46	Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 2219 T87	60
Figure 47	Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 7075 T7351	60
Figure 48	Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 7178 T7651	61

Figure 49	Comparaison des durées de vie en fatigue d'alliages d'aluminium à R=0.2	61
Figure 50	Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 2024 T351	63
Figure 51	Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 2219 T87	63
Figure 52	Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 7075 T7351	64
Figure 53	Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 7178 T7651	64
Figure 54	Comparaison des vitesses de fissuration à R=0.2	65
Figure 55	Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2024 T351 à R=0.2	66
Figure 56	Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration du 2024 T351 à R=0.2	67
Figure 57	Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2024 T351.	69
Figure 58	Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue du 2219 T87	70
Figure 59	Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue du 7075 T7351	70
Figure 60	Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue du 7175 T7651.	71
Figure 61	Comparaison du comportement en fatigue sous l'effet d'une surcharge à ORL=2.5 et R=0.2 des alliages d'aluminium de la série 2000 et 7000.	71
Figure 62	Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration du 2024 T351	73
Figure 63	Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration du 2219 T87	73
Figure 64	Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration du 7071 T7351	74
Figure 65	Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration du 7174 T7651	74
Figure 66	Effet d'une bande de surcharge sur la durée de vie du 2024 T351	75
Figure 67	Effet d'une bande de surcharge sur la vitesse de fissuration du 2024T351	76
Figure 68	Effet d'une bande de surcharge sur la durée de vie en fatigue à R variable pour l'alliage 2219 T87	77
Figure 69	Effet d'une bande de surcharge sur la vitesse de fissuration à R variable pour l'alliage 2219 T87	77

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1	expressions de la fonction u pour différents matériaux	27
Tableau 2	paramètre d'arrêt de surcharge	41
Tableau 3	Caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium	55
Tableau 4	Paramètre du modèle de propagation utilisée par le modèle NASGRO	55

INTRODUCTION GENERALE

Les alliages d'aluminium sont, aujourd'hui massivement utilisés dans les structures aéronautiques principalement du fait de leur faible densité. La conception de telles structures doit prendre en compte les sollicitations de vols ainsi que les risques d'apparition de dommages en service. Ses sollicitations en fatigue de nature aléatoire, sont en fonction du type de structure, des conditions de service et des perturbations au sol et en vol.

L'étude du comportement en fatigue des structures dépend de la nature des chargements appliqués (chargement à amplitude constante/chargement avec surcharges). Ces chargements sont caractérisés par plusieurs paramètres dont leurs influences sur la durée de vie en fatigue et la vitesse de fissuration est très significative du point de vue intégrité mécanique des structures. Le chargement à amplitude constante est caractérisé par l'amplitude de la contrainte et le rapport de charge.

Le chargement variable joue un rôle prépondérant et est caractérisé par des variations de spectres de chargement soit par des surcharges ou des sous charges permettant ainsi de retarder ou accélérer l'avancée de la fissure de fatigue. Le spectre avec surcharges est caractérisé par le niveau de surcharge, le nombre de cycles de surcharge, le nombre de cycles avant et après surcharge et le rapport de charge. Ce mémoire intitulé "Contribution sur l'étude des effets de chargement sur la propagation des fissures de fatigue" se situe dans ce contexte. L'objectif principal est d'étudier les effets de chargement à amplitude constante et à amplitude variable sur la fissuration des alliages d'aluminium utilisé pour les structures aéronautiques.

Ce mémoire s'articule autour de trois chapitres. Le premier chapitre est composé de deux parties, une première présente bibliographie générale sur les concepts du phénomène de la mécanique de la rupture et le comportement en fatigue et les paramètres d'effets. Une deuxième partie est consacrée à l'état de l'art des effets de chargement sur la fissuration par fatigue caractérisée par le rapport de charge, l'amplitude de contrainte, le niveau de surcharge, la largeur de la bande de

surcharge. Le deuxième chapitre présente l'outil de simulation ainsi que la géométrie et les matériaux étudiés et le modèle de prédiction de la durée de vie en fatigue.

Le troisième chapitre présente les différents résultats obtenus de l'effet des paramètres de chargement cycliques sur la fissuration par fatigue des alliages d'aluminium de la série 2000 et 7000. Une discussion des paramètres étudiés est intégrée dans ce chapitre.

I. INTRODUCTION

L'expérience a montré que le dimensionnement des structures sous une sollicitation monotone ou au choc est insuffisant, vu que la majorité de ces structures sont soumises à des chargements cycliques d'où le phénomène de fatigue. Au cours de l'application de ces chargements les caractéristiques mécaniques des matériaux changent à cause de la formation de microfissures qui se développent en macro fissures qui entraînent la rupture lorsqu'elles atteignent un certain niveau. 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 W.A.J Alber [1] sur des ruptures de convoyeurs de charbon. Les recherches sur la fatigue des matériaux métalliques ont eu depuis lors un intérêt croissant [2]. 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 1 résume les différentes étapes d'endommagement par fatigue.

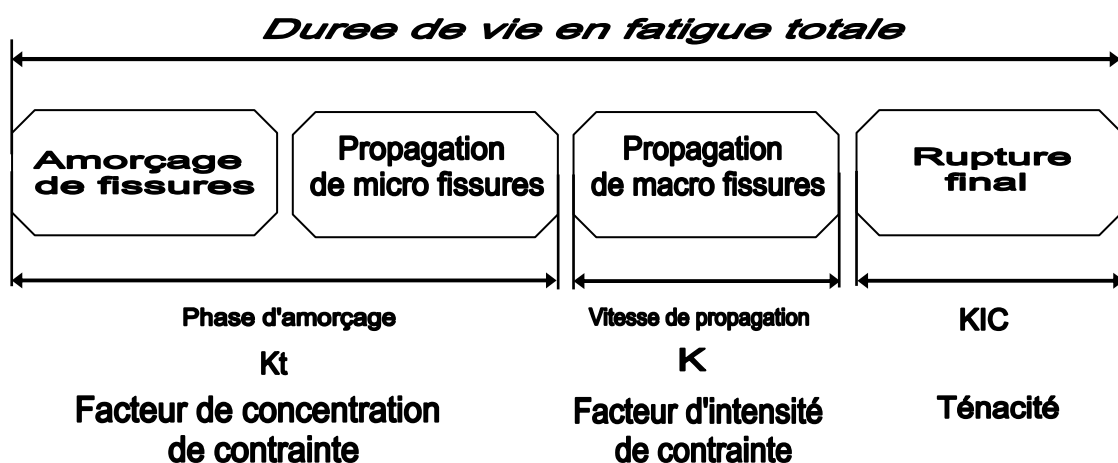


Figure 1. Différents stades de fissuration par fatigue

Le processus d'endommagement montre plusieurs stades de fissuration et modes de rupture par fatigue. Forsyth [3] 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 élevées sont des contraintes de cisaillement (Figure 2). 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. L'étude du comportement en fatigue est associée à la mécanique de la rupture.

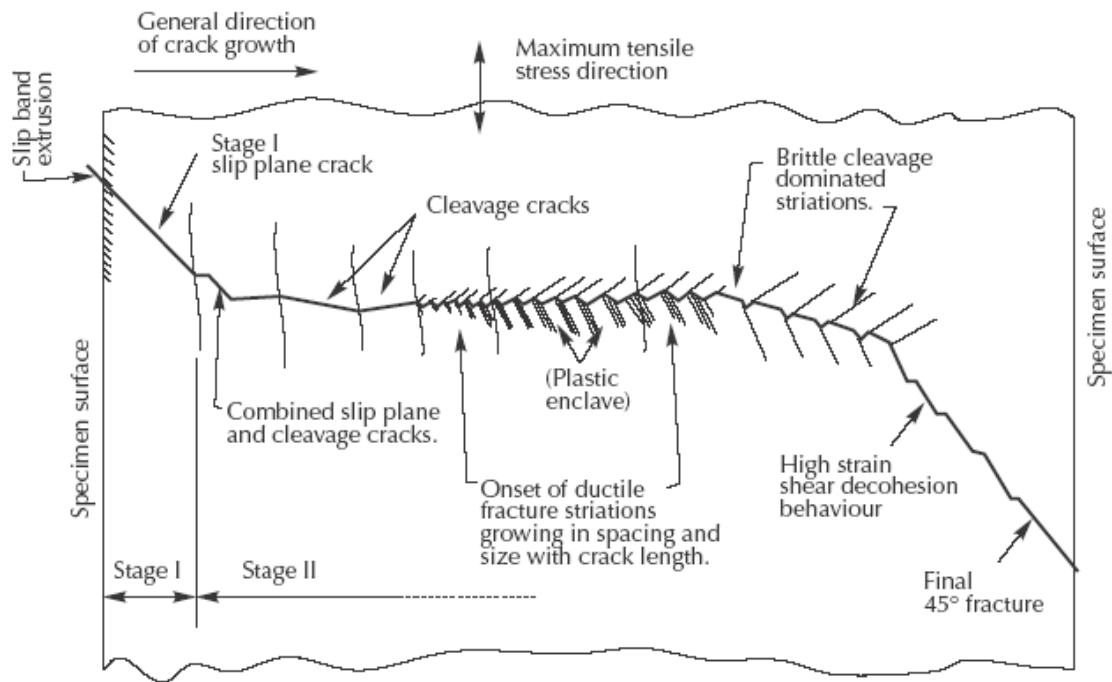


Figure 2 Illustration des différents modes de rupture par fatigue dans un alliage d'aluminium [3]

II. APPROCHE GLOBALE DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE

La rupture désigne la séparation d'un corps en plusieurs parties sous l'action d'une contrainte de nature statique ou cyclique. La mécanique de la rupture qui date des années cinquante reste l'outil le plus adéquat pour décrire la propagation de fissures de fatigue. La fissuration par fatigue est régie par des lois pouvant s'exprimer comme 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 structure et la longueur de la fissure. Parmi ces variables, on distingue le facteur d'intensité de contrainte, l'intégrale de contour J et le taux de restitution d'énergie G .

2.1. FACTEURS D'INTENSITE DE CONTRAINTES K ET MODE DE RUPTURE

Les facteurs d'intensité de contrainte sont définis comme des quantités qui caractérisent la singularité du champ de contrainte au voisinage de la fissure. Cette notion de facteur d'intensité de contrainte a été initialement développée par Irwin [4]. Sous l'effet d'un chargement quelconque, les lèvres de la fissure subissent un déplacement que l'on peut décomposer dans le système de coordonnées (O, X, Y, Z) on une somme de trois composantes U, V et W correspondant aux trois modes élémentaires d'ouverture de la fissure (Figure 3).

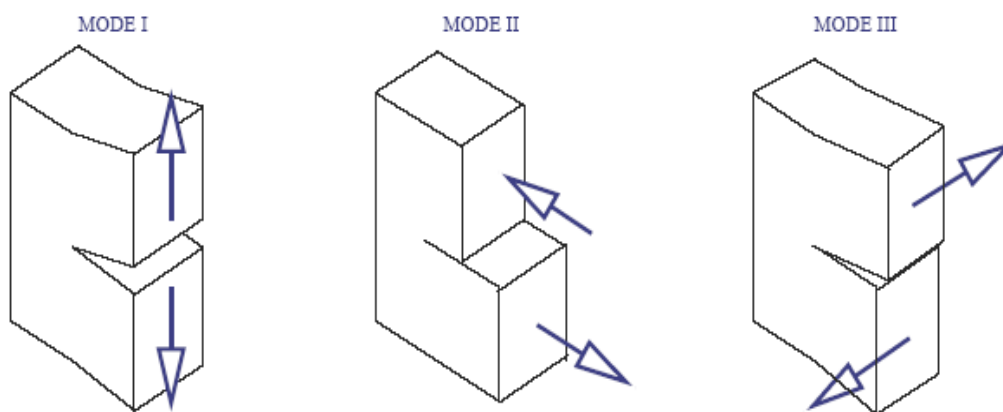


Figure 3. Différents modes de rupture

- 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).

2.2. CHAMP DE CONTRAINTES AU NIVEAU DE LA POINTE DE LA FISSURE

Le champ des contraintes (Eq. 1) au voisinage de la pointe de fissure (Figure 4) est donné dans le cadre de l'élasticité linéaire par l'équation de Westergaard [5]

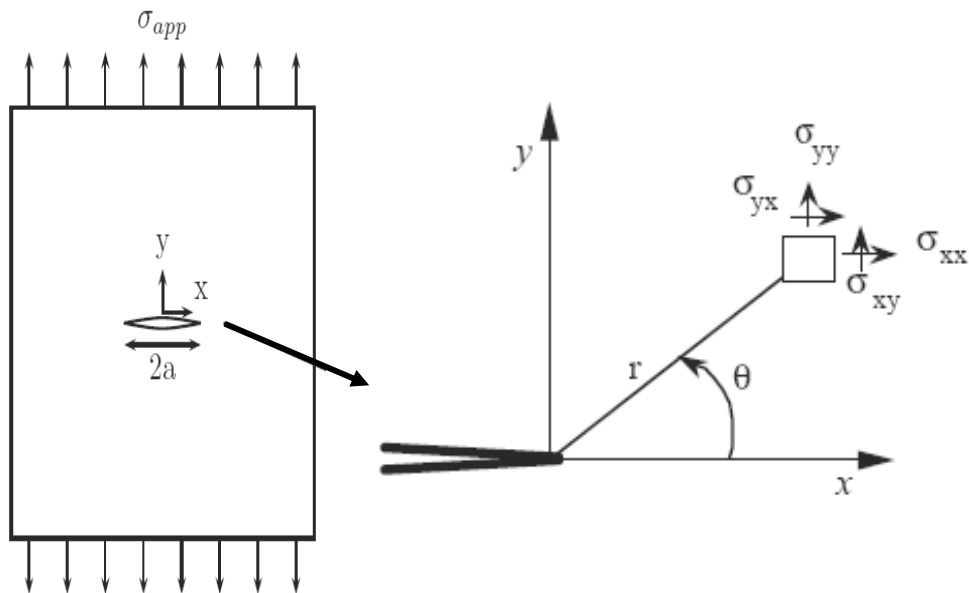


Figure 4. Fissure en mode I - Etat de contrainte au niveau de la pointe de la fissure

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

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

Le succès de la mécanique de la rupture provient de ce que les conditions à l'extrémité de la fissure dépendent de ce seul et unique paramètre (K). Au moment de la rupture, en particulier, K atteint une valeur critique K_C qui est donc toujours la même et, par conséquent, caractéristique du matériau. K s'exprime en $\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$.

2.3. 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 :

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

Irwin [4], sur l'hypothèse d'une zone plastifié circulaire (Figure 5), définit le rayon de la zone plastifiée par :

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_y^2} \quad (3)$$

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 :

$$r_p = \frac{K_I^2}{6\pi\sigma_y^2} \quad (4)$$

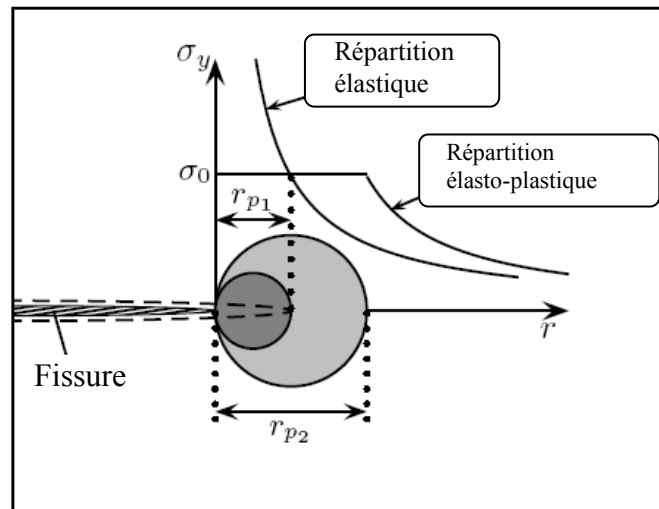


Figure 5. Distribution des contraintes en pointe de fissure (Zone plastique)

III. DOMAINES DE FISSURATION

3.1. INTRODUCTION :

L'importance de l'étude de la fatigue réside dans le fait qu'elle constitue la cause de quelque 90% de toutes les défaillances des structures. Les contraintes appliquées peuvent prendre plusieurs formes : spectres (Figure 6) :

- La contrainte varie de façon régulière et sinusoïdale en fonction du temps;
- Les contrainte max et min sont asymétriques par rapport à une contrainte nulle;
- Le cycle de contraintes variables.

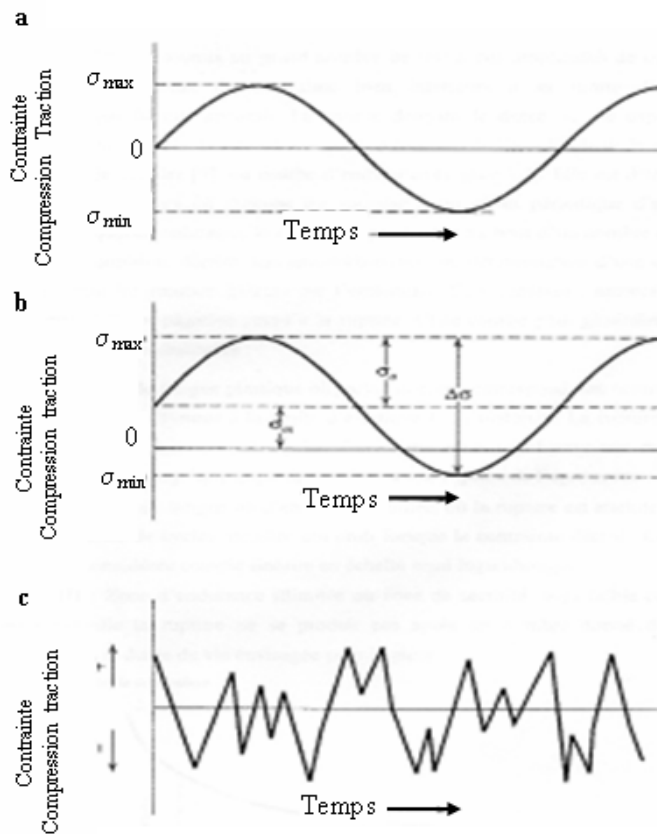


Figure 6. Variation de contrainte appliquée en fonction du temps

La fatigue des pièces métalliques est définie par l'apparition de fissures macroscopiques et leur propagation, sous des charges répétées. Les intensités de la plupart de ces charges sont nettement inférieures à la résistance statique des structures. C'est donc un nombre suffisant de telles charges qui peut produire une fissure importante et conduire à la ruine partielle ou totale d'une structure.

Le dimensionnement en fatigue d'une structure sous chargement cyclique nécessite de définir un "état limite" qui sera le critère de résistance. Ce choix lié aux trois étapes distinctes mises en jeu des mécanismes différents (Figure 7).

- * Initiation de la fissure : Elle explicite le comportement de la structure entre l'état vierge et l'état où apparaît une fissure microscopique. Il s'agit de la phase d'amorçage. Celui-ci se produit généralement au voisinage des défauts intrinsèques qui peuvent induire des concentrations de contraintes.

- * Propagation lente (stable) d'une fissure macroscopique : Au cours de cette étape, la fissure peut croître plus ou moins rapidement selon le matériau et l'intensité du chargement critique.
- * Rupture (Propagation instable) : Il s'agit là de l'étape finale du phénomène, qui se produit lorsque la taille de la fissure est telle qu'elle a atteint son seuil d'instabilité.

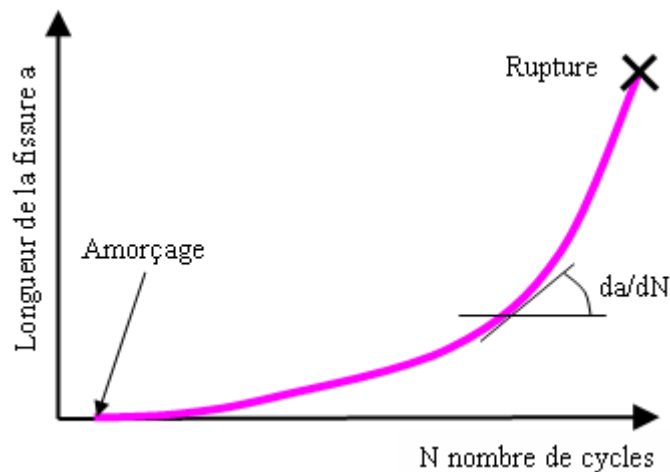


Figure 7. Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycle appliqué

En générale l'expérience nous montre que l'amorçage des fissures résulte de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un domaine de dimension finie. Une fois que les fissures se sont amorcées; elles peuvent se propager d'une façon stable. L'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK , permet de faire distinguée trois domaines de fissuration, la figure 6 représente en échelle logarithmique la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK .

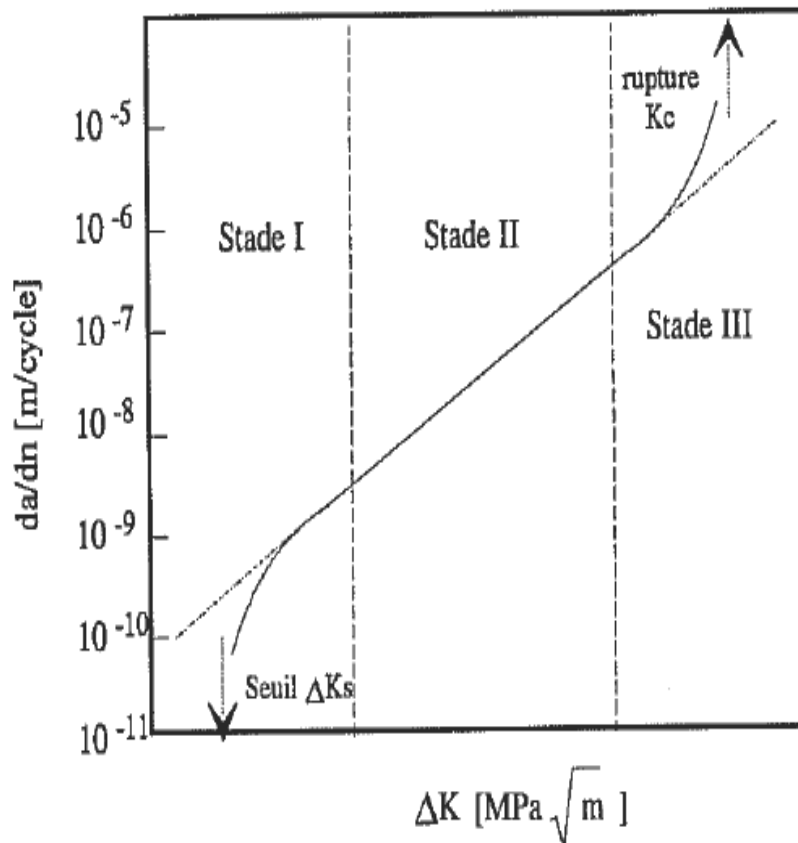


Figure 8. Stades de fissuration

- * **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 [6];
- * **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 [6] a proposé la relation empirique suivante :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (5)$$

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

3.2. Paramètres influençant la fissuration par fatigue

Le développement de modèles de propagation a connu un grand essor et a permis de tenir compte de plusieurs paramètres et conditions imposés en service ou en laboratoire qui agissent sur la propagation des fissures. Les paramètres qui agissent peuvent être classés en deux catégories, à savoir :

- * Les paramètres intrinsèques qui dépendent du matériau : module de Young, limite d'élasticité, propriétés cycliques et état métallurgiques du matériau.
- * Les paramètres extrinsèques qui dépendent des conditions de l'essai, indépendamment de la nature du matériau étudié : température, fréquence, environnement, dimensions des éprouvettes, rapport de charge...etc.

Parmi les paramètres importants qui ont été largement étudiés, figure le paramètre «rapport de charge : R » dont son influence se traduit par un décalage des courbes de fissuration vers la gauche lorsque R croit (Figure 9). Le chargement appliqué se présente sous forme de spectre dans les amplitudes maximales et minimales sont variables d'où spectre de chargement qui présente une influence significative sur le comportement en fatigue contrairement à un chargement simple (chargement cyclique à amplitude constante). La variabilité des chargements appliqués a incité à développer des modèles tenant compte de la variation des chargements appliqués.

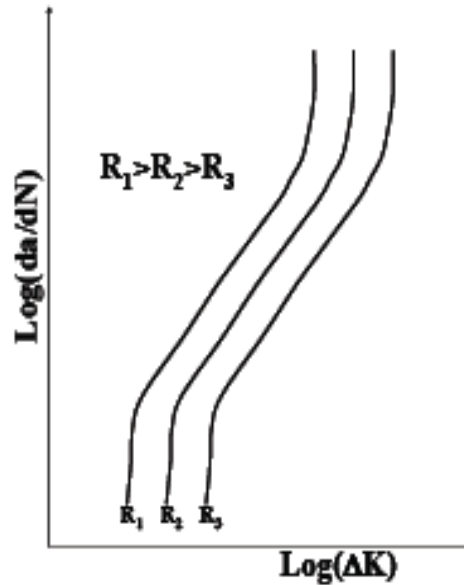


Figure 9. Effet du rapport de charge R sur la propagation d'une fissure de fatigue

IV. LOIS DE FISSURATION

4.1 Introduction

Une variété de modèles ou lois de propagation ont été proposés pour prédire la durée de vie et la vitesse de fissuration " da/dN " sous différentes conditions. Dans cette partie on présente les modèles de prédiction de la durée de vie sous chargement à amplitude constante et à amplitude variable.

4.2. Modèle de propagation à amplitude constante

Plusieurs contributions expérimentales et numériques ont été menées dans le but de développer des modèles de propagations pour des chargements à amplitude constantes et à amplitude variable. La majorité des modèles proposés ne tient pas compte de tous les paramètres (chargement, matériau...etc).

a. *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 8). Le modèle de Paris [6] déjà décrit par l'équation 5, 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.

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).

b. Modèle de Walker

La principale limite de la loi de Paris est son incapacité à prendre compte de l'effet du rapport de charge. Cet inconvénient a été notifié par Walker [7] 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 6) :

$$\overline{\Delta K} = K_{max} (1 - R)^{\gamma_w} \quad (6)$$

Où $\Delta K_{max} = \Delta K / (1 - R)$ et l'équation 6 devient :

$$\overline{\Delta K} = \Delta K / (1 - R)^{1 - \gamma_w} \quad (7)$$

Par conséquent, la loi de Walker est représentée par :

$$\frac{da}{dN} = C_w \left[\frac{\Delta K}{(1 - R)^{1 - \gamma_w}} \right]^{m_w} \quad (8)$$

Pour $R = 0$, l'équation 8 est écrite sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = C_w (\Delta K)^{m_w} \quad (9)$$

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 ".

c. Modèle de Forman

Forman [8] a amélioré le modèle de Walker en suggérant un nouveau modèle dont est capable de décrire en même temps 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 :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R).(K_C - K_{max})} \quad (10)$$

Où K_C est la ténacité du matériau fonction de l'épaisseur considérée.

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 [9] afin de tenir compte du facteur d'intensité de contrainte seuil ΔK_{th} (région I). Le modèle modifié est représenté par l'équation 11.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K - \Delta K_{th})^m}{(1-R).K_C - \Delta K} \quad (11)$$

d. Modèle de Baptista

Récemment, Adib et Baptista [10] ont développé une nouvelle relation exponentielle (équation 12), appelé modèle $\alpha\beta$, dans le but de fournir une meilleure description de la vitesse de fissuration.

$$\frac{da}{dN} = Ae^{\beta/\Delta K} \quad (12)$$

où $A = e^\alpha$

Un paramètre γ est introduit afin de reliant les paramètres α , β et l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK .

$$\gamma = \ln\left(\frac{da}{dN}\right)\Delta K = \alpha\Delta K + \beta \quad (13)$$

α , β représente respectivement l'intersection et la pente des courbes $\gamma = f(\Delta K)$.

Le modèle développé, a été appliqué sur les résultats expérimentaux de la propagation des fissures de fatigue du Titanium. Le résultat obtenu, a montré que la

trajectoire du modèle $\alpha\beta$ suit exactement les résultats expérimentaux comparativement par rapport au modèle de Paris [6] pour les mêmes résultats expérimentaux. Récemment le modèle exponentiel en termes de vitesse de fissuration développé par Adib et Baptista [10] a été validé sur le comportement en fatigue de l'alliage d'aluminium 2524 T3 [11] donnant de meilleures performances comparativement aux modèles d'Elber [12] et Kujawski [13]

e. Modèle d'Elber basé sur la fermeture de la fissure

Elber [12, 14] a suggéré qu'une fissure de fatigue peut se fermer sous une charge de traction appliquée à une distance de la zone de contraintes résiduelles de compression laissées dans le sillage de la pointe de la fissure. La figure 10 illustre le concept de fermeture de fissure induit par plasticité. La zone plastique développée au niveau de la pointe de la fissure participe à la fermeture de la fissure.

$$\frac{da}{dN} = C.\Delta K_{eff}^m \tag{14}$$

Où : $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$

C et m sont des paramètres expérimentaux du modèle d'Elber.

Le facteur d'intensité de contrainte peut être exprimé par la fonction U(R).

$$\Delta K_{eff} = U(R)\Delta K \tag{15}$$

Avec :

$$U(R) = \frac{K_{max} - K_{ouv}}{K_{max} - K_{min}} \tag{16}$$

La fonction U(R) a fait l'objet de plusieurs études. Elber [14] fut le premier à déterminer la fonction U(R) pour l'alliage d'aluminium 2024 T351 dans un état de contrainte plane :

$$U(R) = 0.5 + 0.4R \quad -0.1 \leq R \leq 0.7 \tag{17}$$

f- Modèle de Forman

Afin de tenir compte de tous les domaines de propagation Forman et Mettu [15] ont développé un modèle générale appelé modèle NASGRO pour prédire la vitesse de fissuration de fatigue (Eq 18).

$$\frac{da}{dN} = C \left[\left(\frac{1-f}{1-R} \right) \Delta K \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}} \right)^q} \quad (18)$$

C, n, p, q sont des paramètres empiriques

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 développée par Newman [16].

Différents modèles ont été explicités dans une étude ultérieure sur l'élaboration d'un modèle exponentielle de propagation des fissures de fatigue [17].

4.3. Effet du rapport de charge et fermeture de fissure

L'effet du rapport de charge sur la propagation des fissures des matériaux métalliques a été largement étudié pour différents matériaux dont le secteur aéronautique à pris la grande une grande part de ces études.

L'effet du rapport de charge a été introduit initialement par Walker [7]. L'étude a montré que l'augmentation du rapport de charge a fait augmenté la vitesse de fissuration. L'effet du rapport de charge R sur la propagation des fissures longues de l'alliage d'aluminium 7055 T7511 a été corrélé par Kujawski [18] pour des valeurs positives et négatives et présente un modèle de fermeture de fissure modifié (Figure 11). Benachour et al [19], ont étudié l'influence du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de la propagation d'une fissure de fatigue en flexion quatre points de l'alliage d'aluminium 2024 T351. L'augmentation du rapport de charge a fait augmenté la durée de vie et la vitesse de fissuration (Figures 12, 13). 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.

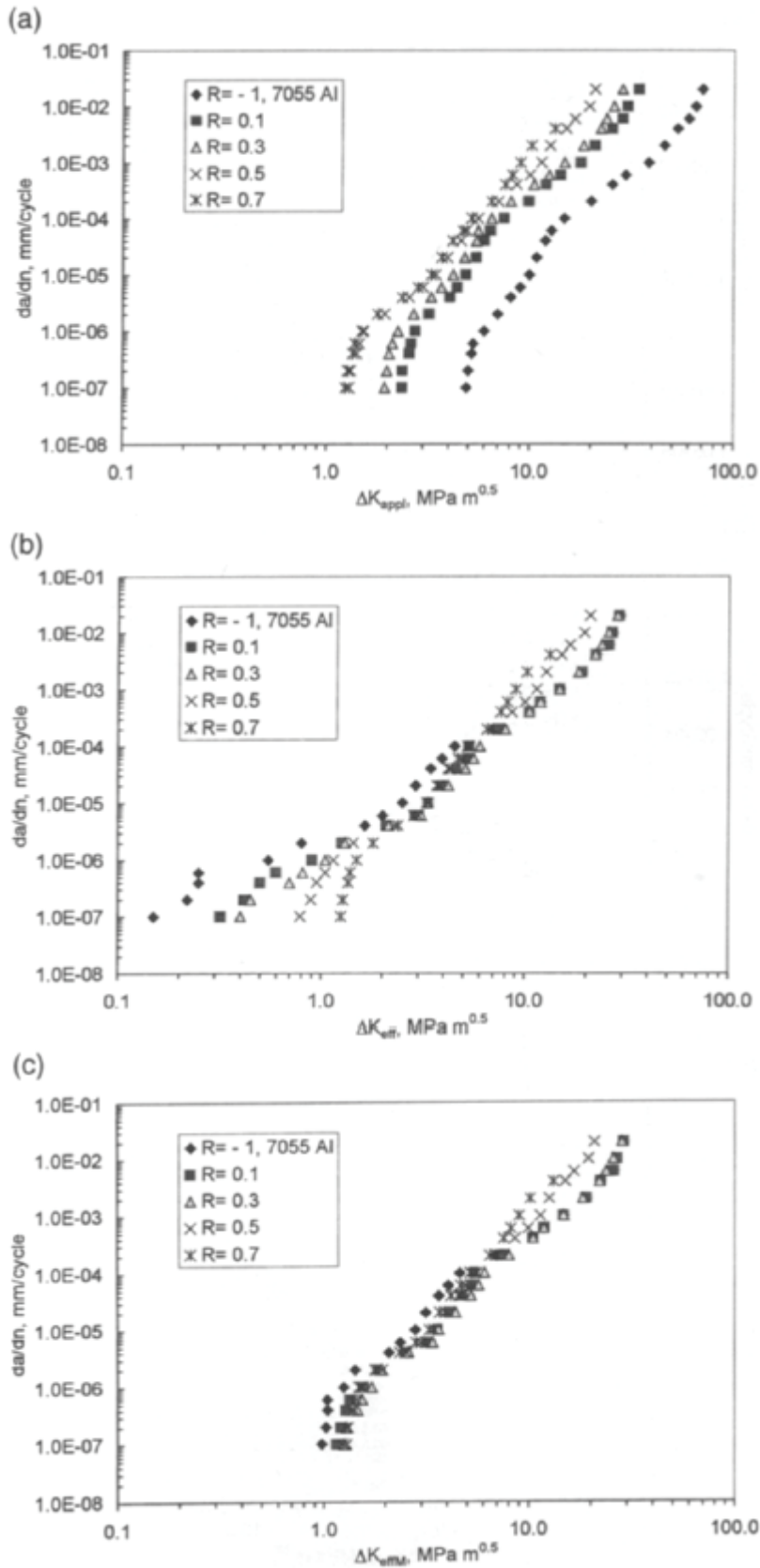


Figure 10. Vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium en fonction de a) ΔK , ΔK_{eff} , $\Delta K_{eff-modif}$ 7055 T7511 Fatigue [18]

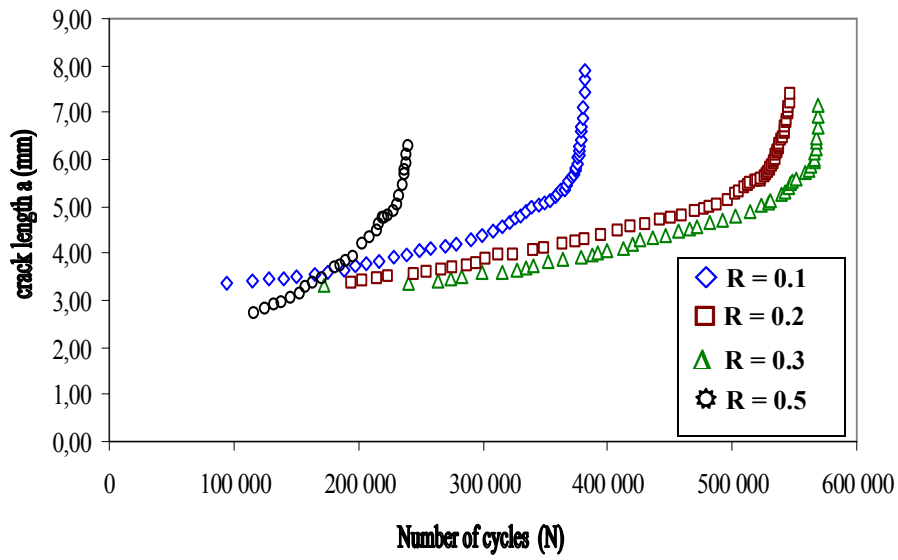


Figure 11. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue du 2024 T351 [19]

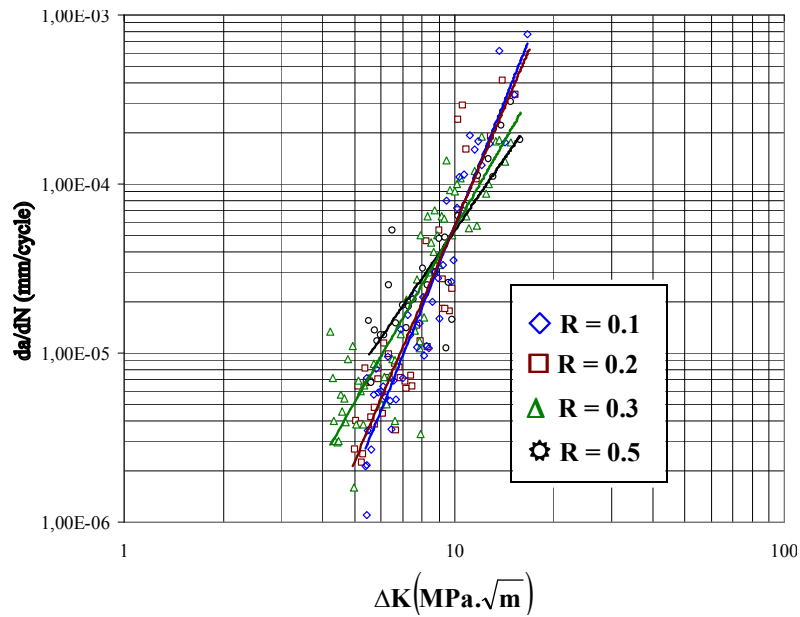


Figure 12. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 2024 T351 [19]

L'investigation de l'effet de rapport de charge, R, sur la fissuration par fatigue et effet de fermeture de fissure de l'alliage 6063 T6 a fait l'objet d'une étude menée par Srivastava and Garg [20]. Il a été montré que la charge de fermeture est fonction du rapport de charge et de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK . La vitesse de fissuration dépend de R, du coefficient de fermeture et de ΔK . Pour le matériau étudié, la durée de vie a augmenté avec l'augmentation du rapport de charge (figure 13). En terme de vitesse de fissuration (figure 14),

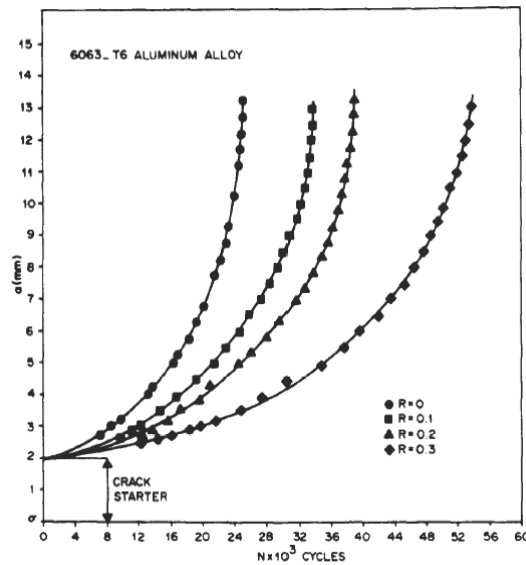


Figure 13. Courbes de propagation des fissures de fatigue [20]

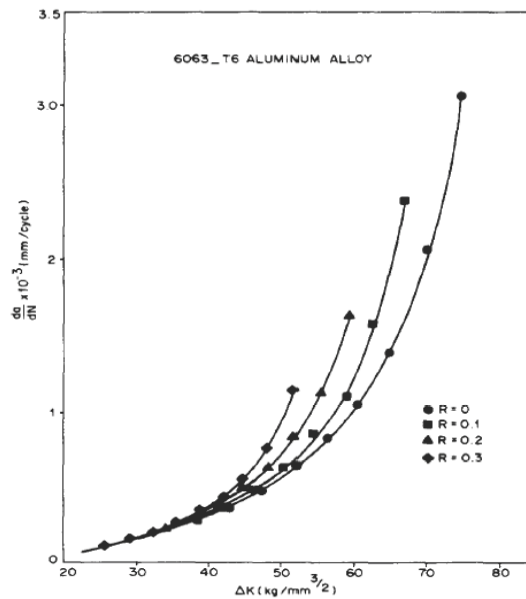


Figure 14. Vitesse de fissuration da/dN - ΔK à différent rapport de charge [20]

Les résultats des essais expérimentaux sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium 2024 T3 et 6061 T6, obtenus par Donald et al. [21], ont montré que la vitesse de propagation ne dépend pas seulement de ΔK_{eff} mais dépend en plus de K_{max} . L'effet du rapport de charge sur la propagation des fissures de fatigue de l'alliage 7075 T6 a été investigué par Hudson et Scardina [22]. Les résultats expérimentaux (figure 15) ont montré que la vitesse augmente avec l'augmentation du rapport de charge R et qu'aux hautes valeurs du facteur d'intensité de contraintes, le décalage des vitesses de fissuration est devenu important.

La figure 16 montre la variation de la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 7075 T6 obtenue pour six différents rapports de charge [23]. Comparativement par rapport aux résultats de Hudson et Scardina [22], les vitesses de fissurations pour un même rapport de charge et même amplitude du facteur d'intensité de contraintes sont supérieures. Pour $R=0.33$ et $R=0.5$, les vitesses de fissuration déterminées par Newman [23] sont respectivement 3×10^{-7} m/cycle et 4×10^{-7} par contre celles de Hudson et Scardina [22] sont respectivement 4×10^{-8} m/cycle et 9×10^{-8} m/cycle.

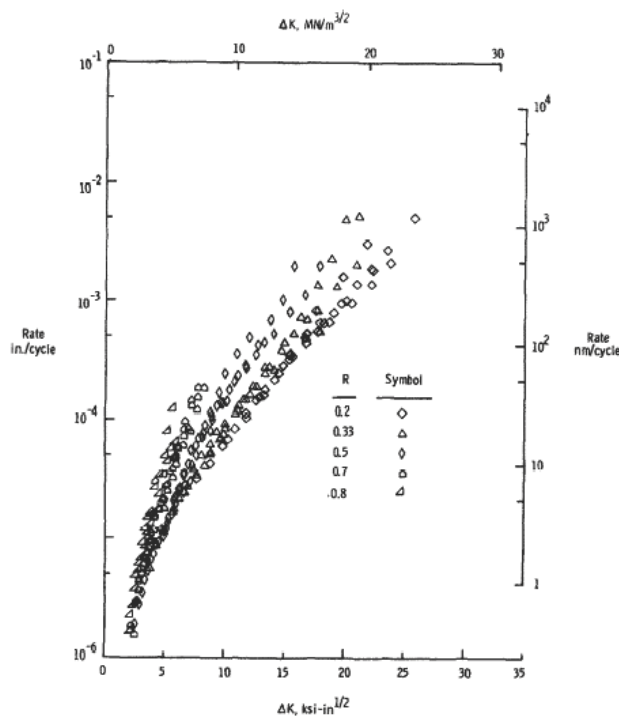


Figure 15. Vitesse de fissuration expérimentale de l'alliage 7075 T6 pour $R > 0$ [22]

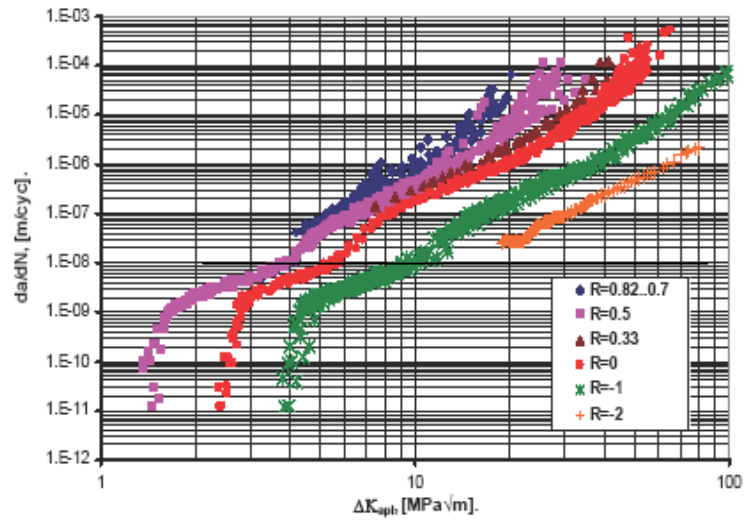


Figure 16. Vitesse de fissuration expérimentale pour l'alliage 7075 T6 [23]

Les études de l'effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration des alliages 2618 et 2024 T851 menés respectivement par Singh et al. [24], et Schijve [25] ont montré un décalage des courbes de fissurations vers les hautes vitesses (figures 17, 18).

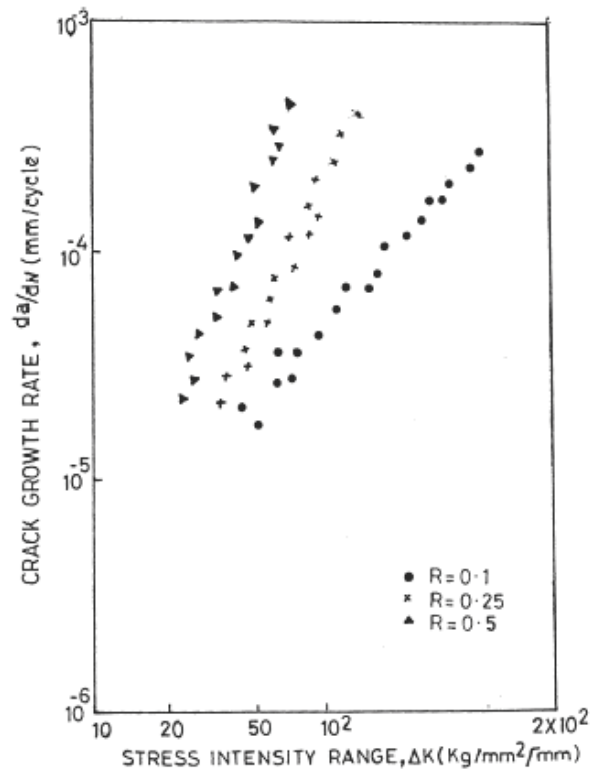


Figure 17. Vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2618 sous l'effet de rapport de charge

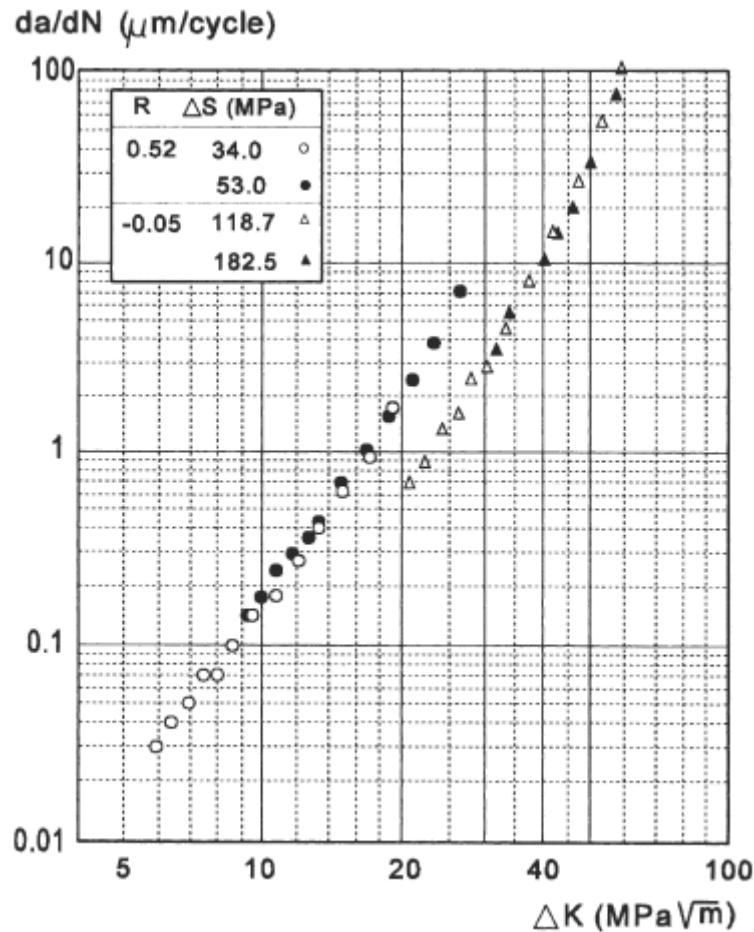


Figure 18. Effet du rapport de charge et l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2024 T3

Les travaux menés par Lee et al. [26] sur l'alliage d'aluminium 7075 T651 réalisé à vide, à air et présence du NaCl, ont montré que les vitesses de fissuration da/dN augmentent et le facteur d'intensité de contrainte seuil ΔK_{th} diminue avec l'augmentation du rapport de charge "R" pour des chargements cycliques à amplitude constante. Le décalage des courbes entre $R=0.1$ et $R=0.85$ est important pour les essais réalisés à vide et à air (figure 19) comparativement par rapport aux essais réalisés en présence d'une solution de 1% de NaCl. D'où l'effet du rapport de charge est atténué par la solution de 1% de NaCl. De plus, l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes caractérisant le seuil de non fissuration diminue avec l'augmentation du rapport de charge.

Dans une récente étude sur la propagation des fissures des alliages d'aluminium 7075 T6 et 2024 T3 (figures 20, 21) , Lu et Lui [27] ont montré que l'augmentation du rapport de charge, R , a fait augmenté sur les vitesses de fissuration. Deux modèles ont été élaborés à savoir le modèle à deux paramètres (ΔK - K_{max}) et le modèle équivalent à petite échelle de temps.

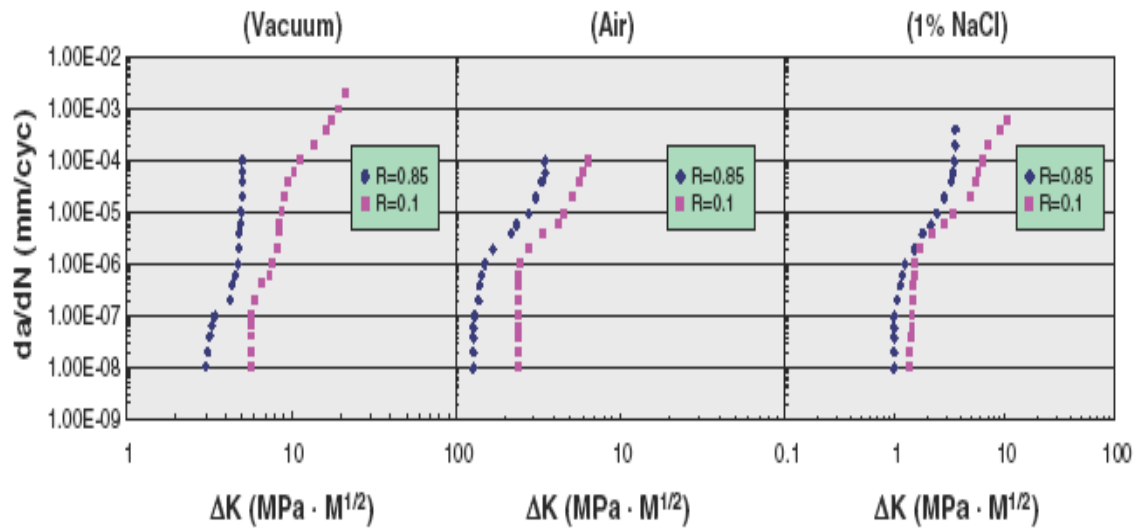


Figure 19. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK pour un chargement à amplitude constante sous différent environnement [26]

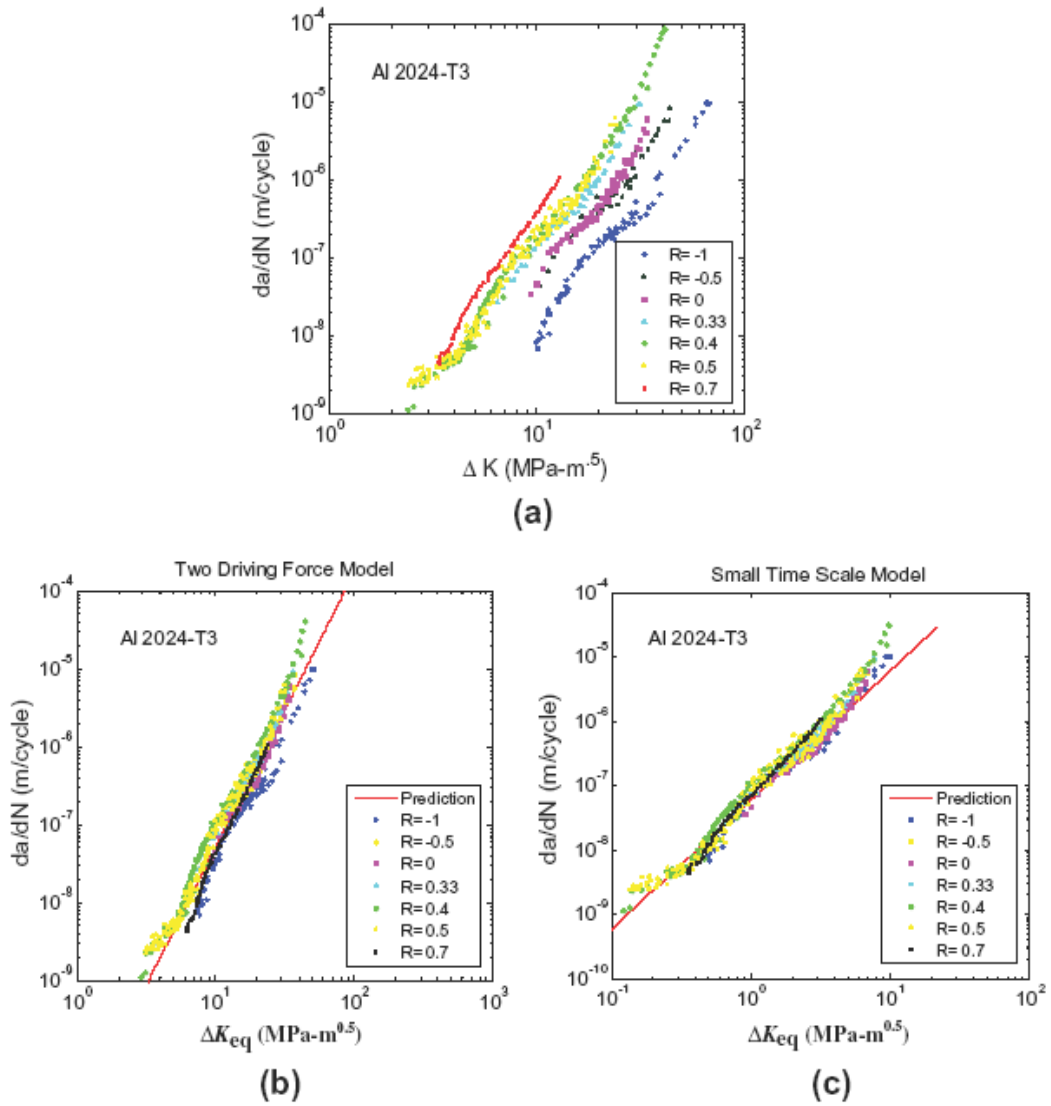


Figure 20. Analyse de la propagation des fissures de fatigue de l'alliage 2024 –T351: (a) Vitesse en fonction de ΔK ; (b) Modèle équivalent en fonction de ΔK_{Eq} (ΔK , K_{max}) (c) Modèle à petit échelle de temps [27].

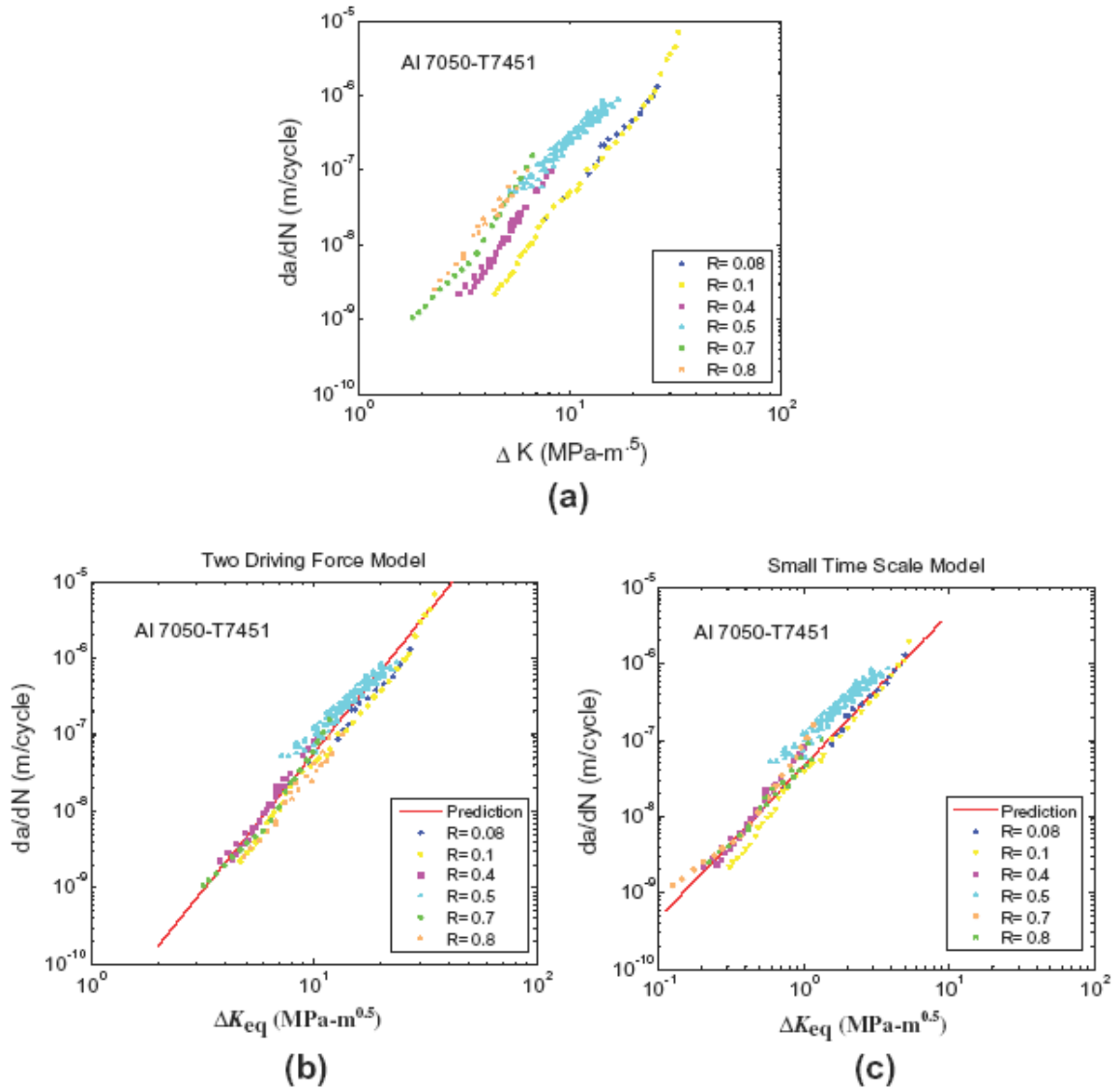


Figure 21. Analyse de la propagation des fissures de fatigue de l'alliage 7050-T7451: (a) Vitesse en fonction de ΔK ; (b) Modèle équivalent en fonction de ΔK_{eq} (ΔK , K_{max}) (c) Modèle à petit échelle de temps [27].

L'effet de fermeture de fissure introduit par Elber a été poursuivi par d'autres chercheurs. Schijve [28], pour un état de contrainte plane, a déterminé une fonction du second ordre :

$$U(R)=0.55+0.35R+0.1R^2 \quad -1 \leq R \leq 1 \quad (19)$$

Benguediab [29] a montré que dans le cas de l'alliage d'aluminium 2024 T351, le rapport de charge K_{op}/K_{max} ne devient constant que lorsque K_{max} dépasse une valeur critique de $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. La fonction $U(R)$ déterminée, en déformation plane, est sous la forme suivante :

$$U(R)=0.35+0.081R+0.6R^2 \quad R \geq 0.1 \quad (20)$$

D'autres expressions de U ont été développées. Pour un matériau donné, ces expériences ont fait intervenir le rapport de charge R [30-31] et sont dépendantes d'autres paramètres. Selon d'autres travaux [20, 32], le paramètre U , dépend de K_{max} et R (Tableau 1).

Tableau 1. Expressions de la fonction U pour différents matériaux

Matériaux	Auteurs	Fonction U
2219-T851	Katcher and Kaplan [30]	$U = 0.68 + 0.91R \quad 0.08 < R < 0.32$
6061-T6	Kumar and Garg [31]	$U=0.69+0.5R+0.12R^2 \quad 0 < R < 0.3$
6063-T6	Chand and Garg [32]	$U = \frac{K_{max}}{1000} \cdot \frac{(8.80R + 60)}{8.80} + 1.30R + 0.20$
6063-T6	Srivastav and Garg [20]	$U = \left(\frac{13.5R + 5.925}{1000} \right) \Delta K + 1.35R + 0.223$

Petit et al. [33] ont montré que pour l'ensemble des alliages d'aluminium, toutes les courbes de fissuration en régime II pouvaient se mettre sur une unique droite (Figure 22) de pente $m = 4$. Des essais de fatigue effectués par McMaster et al. [34] sur l'alliage 2024 T351, ont montré que la pente m est de l'ordre de 4.19 en utilisant le modèle d'Elber.

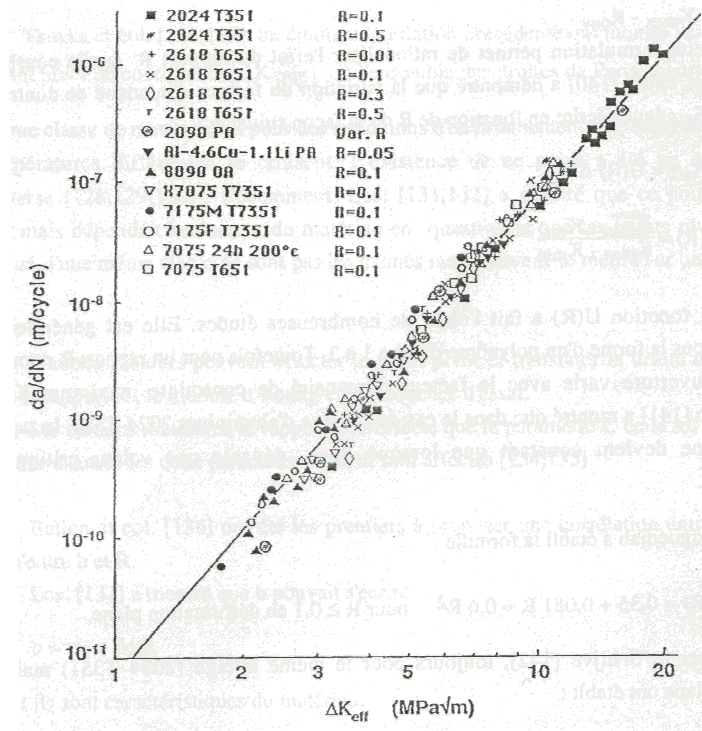


Figure 22. Vitesse de propagation en fonction de ΔK_{eff} et R [33]

4.4. Effet de l'amplitude de chargement

L'amplitude de chargement présente un autre paramètre affectant le comportement de fissuration par fatigue. Plusieurs travaux ont été conduits dans ce sens. Sous un chargement à amplitude constante, Newman et Ruschau [35] ont montré que la contrainte normalisée d'ouverture de la fissure est affectée par le niveau des chargement appliqués de l'alliage d'aluminium alloy 2024 T3. Les résultats ont montré que le niveau de chargement présente une grande influence dans le cas des contraintes planes par rapport au cas des déformations planes. L'augmentation du chargement maximal appliqué a fait diminué la durée de vie en fatigue. Tenant compte des résultats expérimentaux de la fissuration par fatigue de l'alliage d'aluminium 2024 T351, un modèle de propagation des fissures de fatigue a été développé par Maymon [36]. Il a été remarqué que sous chargement à amplitude constante, la durée de vie est affectée par l'amplitude de chargement et le rapport de charge.

L'effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2024 T351 en flexion quatre point d'une éprouvette de type Charpy a été étudié par Benachour et al. [37]. La durée de vie en fatigue a été diminué par l'augmentation du rapport de charge (figure 23) par contre, la vitesse de fissuration (figure 24) a augmenté en fatigue a été ont diminué par l'augmentation de l'amplitude de chargement. On remarque que l'augmentation du taux de chargement maximale pour $R=0.1$ de 10% a fait diminuer la durée de vie en fatigue de 55% (une différence en durée de vie de 25×10^4 cycles).

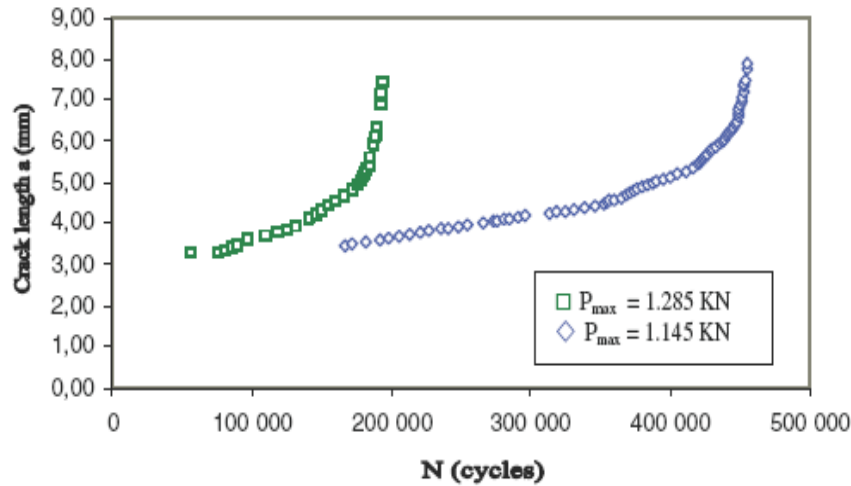


Figure 23. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie à $R=0.1$

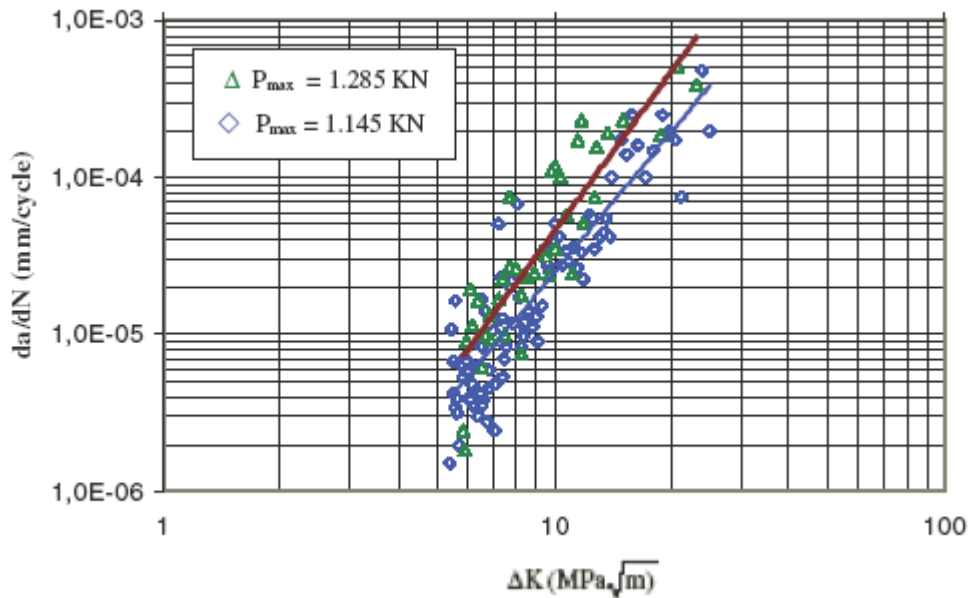


Figure 24. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration à $R=0.1$

4.5. Mécanismes dues aux chargements cycliques à amplitudes variables

La complexité des chargements d'amplitude variable réside en effet dans l'existence de phénomènes dits "d'interaction" entre les différents niveaux d'un chargement qui sont mis en évidence lors des études de surcharge. Ces effets d'interaction, qui se manifestent sous la forme d'un ralentissement ou d'une accélération des fissures [38-42] sont énumérés par la suite.

Les principaux arguments physiques qui ont été utilisés pour expliquer les effets de d'interactions de charge sur la propagation des fissures de fatigue peuvent être classés comme suit:

- * Erousement à la pointe de la fissure
- * Introduction des contraintes résiduelles par plasticité cyclique induit autour de la pointe de la fissure
- * Interaction associée à la plasticité au niveau de la pointe de la fissure
- * Fermeture de fissure induite par plasticité.

a. Erousement à la pointe de la fissure

Cette idée a été principalement proposée par Christensen [43] suppose qu'une fissure érouseée par une surcharge se comporte comme une entaille. Dans un tel cas, le retard de propagation des fissures de fatigue se manifeste par le nombre de cycles nécessaires pour re-initier et propager la fissure à partir de l'entaille. Des études expérimentales ont été réalisées [44-48] afin de confirmer ou d'infirmer cette hypothèse.

Basé sur des observations de la fissuration par fatigue [45], Il a été montré que les contraintes créées immédiatement après l'application d'une seule surcharge, l'effet de retard est disparu après l'application d'un rapport de surcharge important. Flek [46] and Tvergaard [48] ont observés que les deux effets du retard de la propagation des fissures après l'application d'une seule surcharge et l'accélération après une sous charge sont accompagnées par un érousement au niveau de la pointe de la fissure.

Les investigations réalisées sur un alliage de titane [49] ont montré que l'application d'une seule surcharge en tension produit un retard différé des vitesses de fissuration (figure 25). Il a été postulé que l'effet immédiat de la surcharge en tension était à érouser initialement la fissure par forte déformation plastique brusque. Cet érousement produit une augmentation de l'ouverture de la fissure (COD) supprimant ainsi la fermeture près de la pointe de la fissure et crée une accélération initiale de la fissure.

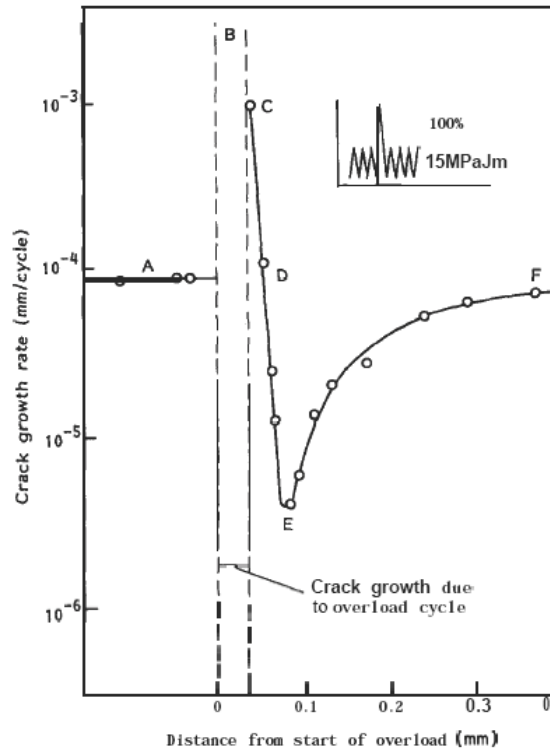


Figure 25. Courbe de la vitesse de fissuration montrant le retard avec une surcharge. A- Etat d'équilibre de la vitesse de fissuration, B : Fissuration au cours de l'application de la surcharge, CD : Accélération de la vitesse de fissuration, DE : Retard de la croissance de la fissure et EF : Retour progressif à l'état d'équilibre.

b. Contraintes résiduelles induite autour de la pointe de la fissure

Le concept de contraintes résiduelles est basée sur le fait que lors de l'inversion de déchargement après une surcharge, des contraintes résiduelles de compression peut être générée dans une petite région autour de la pointe de la fissure [50]. Des études expérimentaux [51-54] ont montré que la propagation de la zone de contrainte de compression dépend fortement de la charge appliquée et elle est toujours plus grande après la surcharge que lors de l'application des cycles précédents de chargement (figure 26).

Les contraintes résiduelles de compression générées, sont superposées aux contraintes [50, 55] dues au chargement appliqué. Cette superposition génère des contraintes effectives responsable d'un retard temporaire de la propagation des fissures dans la zone de contraintes compressives. Selon le concept des contraintes

résiduelles, l'accélération de la croissance des fissures de fatigue après une sous-charge est due à des contraintes de traction induites en avant du fond de fissure [56]. Les modèles les plus populaires de fissure plasticité ont été proposés par Wheeler.

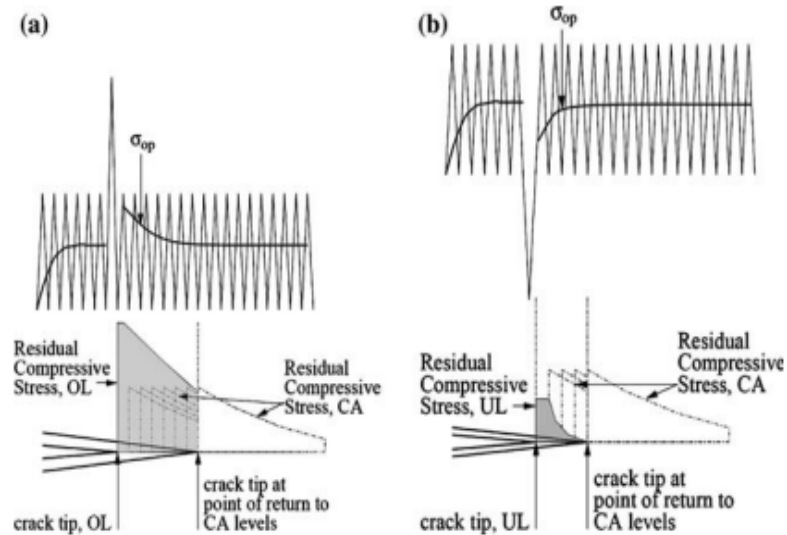


Figure 26. Représentation schématique du mécanisme des contraintes résiduelles : (a) Surcharge génère une zone de contraintes résiduelles de compression, (b) Sous charge génère une zone de contraintes résiduelles de tension.

c. Interaction associée à la plasticité au niveau de la pointe de la fissure

Les modèles les plus populaires de fissuration associés à la plasticité ont été proposés par Wheeler [57] et Willenborg [58] au cours des années 70. Les deux modèles prédisent le retard à la propagation des fissures de fatigue tant que la propagation se fait le long de la zone plastique due à la surcharge. Les détails de ces deux modèles seront présentés par la suite.

d. Fermeture de fissure induite par plasticité

Une approche très populaire pour tenir compte de la charge - effets d'interaction est l'incorporation du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} corrigé pour tenir compte de l'effet de fermeture. Le modèle de fermeture de fissure proposée initialement par Elber [12] a été modifié par la suite pour modéliser la croissance des fissures de fatigue sous chargement d'amplitude variable. De nombreuses études ont été menées pour expliquer divers phénomènes de propagation des fissures de

fatigue en utilisant le concept de fermeture de fissure. Le plus grand succès, parmi eux, est le modèle basé sur la méthode des éléments finis par Newman [33]. Le modèle est basé sur l'analyse de la bande de rendement de la zone plastique qui reste dans le sillage de la propagation de la fissure. Selon le modèle de Newman le matériau plastiquement déformé peut provoquer la fermeture de fissure, même à des niveaux de contraintes positifs. Le niveau de fermeture de fissure dépend du niveau du chargement appliqué. Par conséquent, la détermination du niveau de la charge d'ouverture de la fissure, P_{op} , et le facteur d'intensité de contrainte effective, ΔK_{eff} , deviennent les éléments principaux dans le modèle de fermeture fissure appliquée au spectre de chargement d'amplitudes variables.

4.6 Propagation des fissures de fatigue à amplitude variable

a. Définition du phénomène du retard

Au cours d'un essai de fissuration par fatigue, l'application d'une ou plusieurs surcharges se caractérise, après avoir retrouvé les conditions de chargement initial, par un ralentissement ou un blocage (arrêt total) de la progression de la fissure. Les principaux paramètres gouvernant le retard sont :

- * ΔK_{ORL} : Amplitude du facteur d'intensité de contrainte correspondant à la surcharge
- * Le taux de surcharge : $\Delta K_{ORL}/\Delta K$
- * Rapport de charge correspondant au chargement initial

Ces grandeurs sont définies en supposant que la longueur de la fissure reste constante pendant tout le phénomène du retard [60]. La figure 27 représente les conséquences de l'application de surcharges sur la propagation d'une fissure soumise à un chargement d'amplitude variable. Avant l'application de la surcharge, la propagation se fait à vitesse constante. Après l'application de cette surcharge, le phénomène se traduit par :

- * Une accélération
- * Un ralentissement de la vitesse de propagation de fissure jusqu'à une vitesse minimale atteinte pour la longueur a_{vmin} ,

- * Un retour progressif à la vitesse initiale pour une longueur a_d ,
- * Une phase de stabilisation

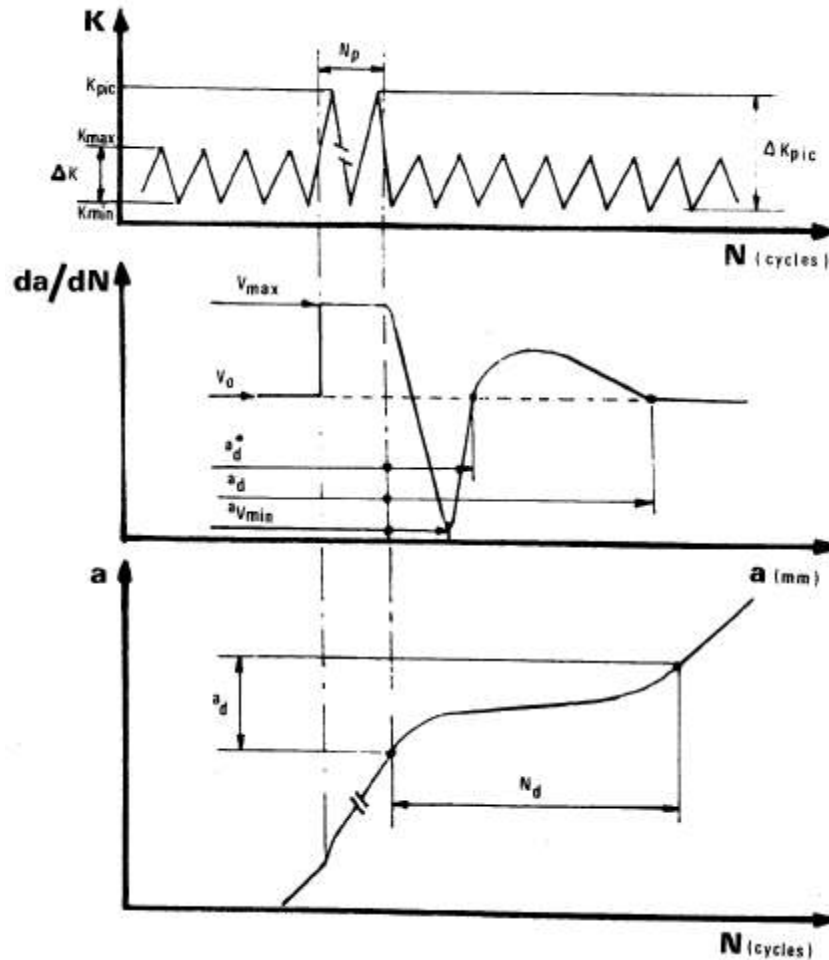


Figure 27. Schéma de principe du phénomène de retard

b. Effet de retard dus à l'application d'une surcharge

L'effet d'une surcharge se manifeste sur une longueur de fissure appelée a_d et pendant un certain nombre de cycles N_d . Pendant la période où la fissure est perturbée par la surcharge, on observe différents stades qui sont schématisés par la figure 28 et qui dépendent des paramètres cités ci-dessus. Les différents types d'effets observés sont les suivants :

1°) Pas d'influence

Dans le cas de petites surcharges, la fissure ne subit aucune influence à la suite de l'application d'une surcharge. Pour la plupart des alliages, aucun effet n'est observé pour un taux de surcharge inférieur ou égal à 1.5 [61]

2°) Blocage momentané :

On observe après l'application d'une surcharge un blocage de la fissure, suivi d'un réamorçage de la fissure à la vitesse correspondante aux conditions initiales de chargement (figure 28.a). Pour un taux de surcharge donné, ce phénomène est observé pour des valeurs de K_I voisines du seuil de non-fissuration [62].

3°) Retard immédiat :

Ce retard est suivi d'une reprise de la vitesse de fissuration (figure 28.b).

4°) Retard différé

Dans ce cas, l'effet de la surcharge n'intervient qu'après quelques centaines de cycles et se manifeste par une accélération de la vitesse de fissuration, puis une décélération jusqu'à une vitesse minimale (figure 28.c). On observe ensuite une accélération progressive de la vitesse de fissuration jusqu'à ce qu'elle atteigne la vitesse initiale avant la surcharge.

5°) Retard avec accélération différée :

Dans ce cas, après la phase de ralentissement, la fissure s'accélère pour atteindre une vitesse de fissuration plus grande que celle avant la surcharge (figure 28.d). Après cela, elle retrouve son régime stabilisé.

6°) Blocage définitif :

Pour les taux de surcharge élevés, la fissure peut être complètement bloquée (figure 28.e).

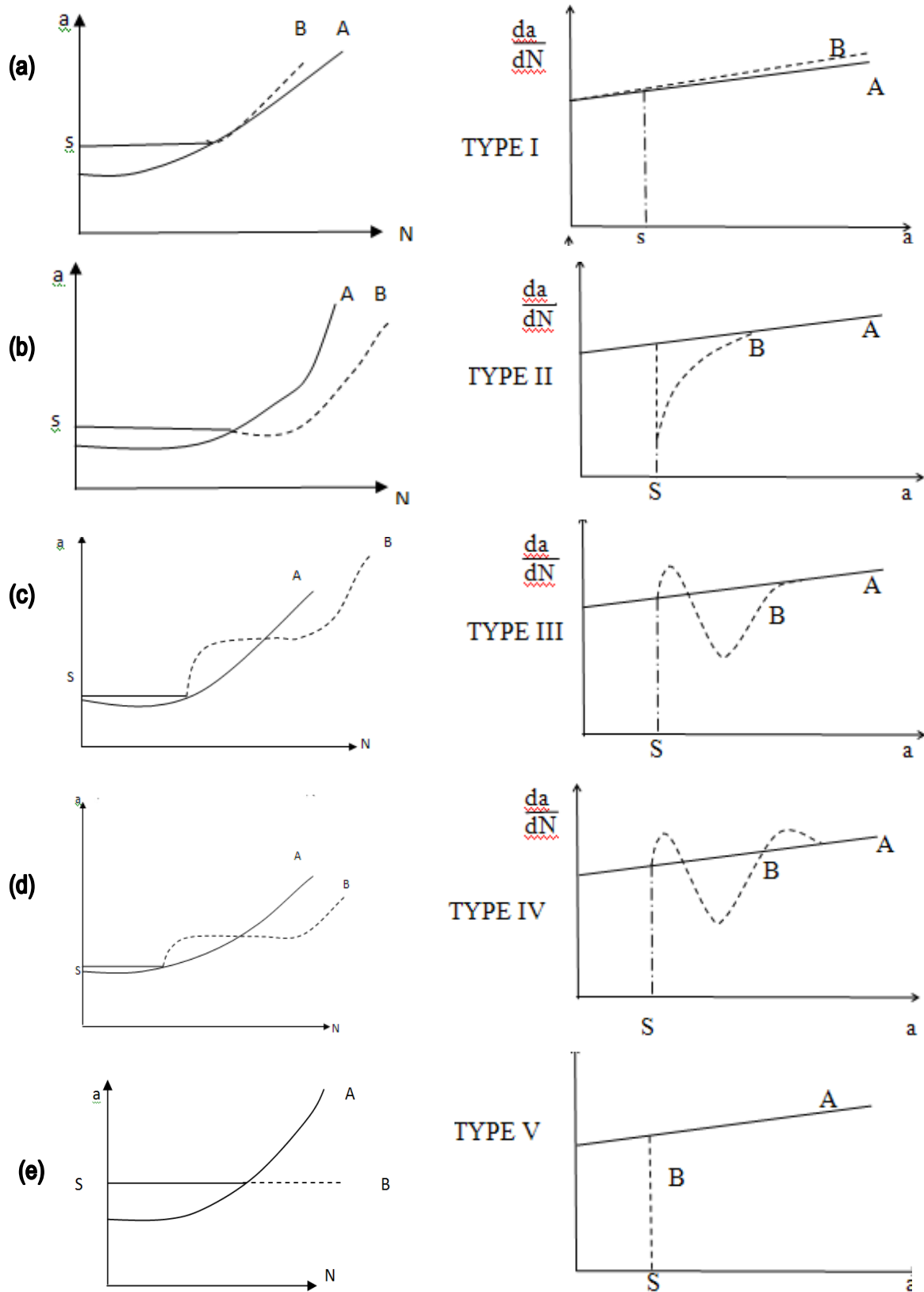


Figure 28. Types de retard [62]

c. Modèles de propagation à effet de surcharges

Les premiers modèles régissant la fissuration par fatigue en présence de surcharges a été proposés par Wheeler [57] et Willenbourg [58]. Les effets de retard sont variables selon les modes de variation d'amplitude de surcharges multiples, surcharges en traction suivies de surcharges en compression, passage d'un niveau bas, chargement aléatoire. Différents modèles de comportement essayent de rendre compte de ces phénomènes constatés expérimentalement.

c.1. Modèle de Wheeler

Wheeler [57] a introduit dans la relation de paris un coefficient de retard C_{pi} qui traduit le ralentissement de la vitesse de fissuration après surcharge. La vitesse de fissuration s'exprime par :

$$\frac{da}{dN} = C_{pi} \cdot C(\Delta K)^m \quad (21)$$

Le coefficient C_{pi} est lié à l'état de contrainte en fond de fissure du à l'interaction des zones créées plastifiées par le pic de surcharge et par la sollicitation à amplitude constante.

$$C_{pi} = \left(\frac{r_0}{r_{pic}} \right) \cdot \gamma = \left(\frac{\sigma_{0max}}{\sigma_{pic}} \right) \cdot 2\gamma = \left(\frac{1}{\tau} \right) \cdot 2\gamma \quad (22)$$

Où :

r_0 est la taille de la zone plastifiée monotone juste avant la surcharge (figure 29)

r_{pic} : la taille de la zone plastifiée monotone due à la surcharge

λ : Exposant de Wheeler, caractéristique du matériau et des conditions d'essai

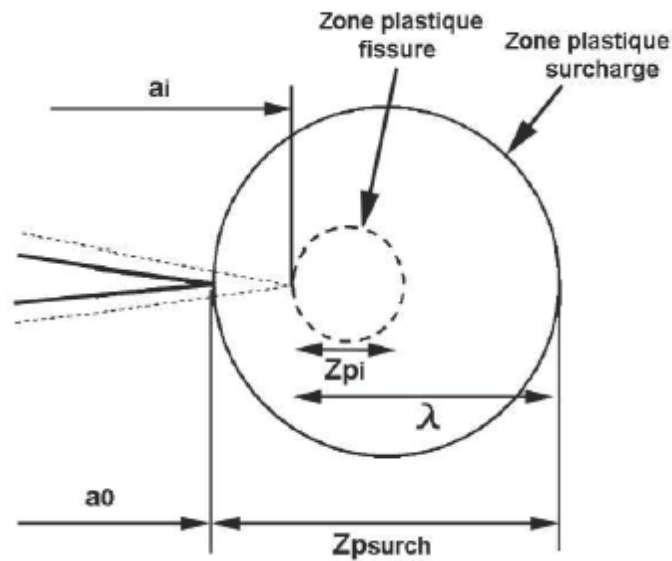


Figure 29. Zones plastique après surcharges [57]

$$C_{pi} \text{ à } a_i = \left(\frac{r_i}{\lambda}\right) \cdot \gamma \text{ à la position } a_i : C_p(a_i) = \left(\frac{r_i}{\lambda}\right) \cdot \gamma \text{ avec } \lambda_i = a_0 + Z_{pi} - a_i$$

c.2 Modèle de Willenborg [58]

Ce modèle s'inspire de celui de Wheeler et considère une loi de type :

$$\frac{da}{dN} = C' (\Delta K)^{m'} \quad (23)$$

Avec : $\Delta K_{eff} = K_{max-eff} - K_{min-eff}$

Où : $K_{max-eff} = K_{max} - K_r$ et $K_{min-eff} = K_{min} - K_r$

K_r est un facteur de réduction traduisant les effets d'interaction qui modifient localement l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte. Bien que ces modèles rendent compte des effets d'interaction des zones plastifiées, leur emploi est limité en raison de la non prise en compte des sous-charges et des interactions (retard et accélération). Pour pallier ces insuffisances, plusieurs approches ont été développées notamment par Gallager et al. [63] qui ont introduit dans le modèle de Willenborg un paramètre ϕ_r qui tient compte des effets de surcharges et sous-charges.

c.3 Modèle de Willenborg Généralisé [63]

Le modèle de Willenborg généralisé [63] est l'un des modèles les plus courants tenant compte des interactions des charges utilisées dans les codes de prédictions de la propagation des fissures de fatigue. Ce modèle est basé sur les travaux liés à la mécanique de la rupture et développés à "Wright-Paterson AFB OH". Le modèle utilise le facteur d'intensité de contrainte effectif basé sur la taille de la zone plastique en front de fissure. La formulation du modèle de Willenborg modifié implémenté dans les codes AFGROW et NASGRO est décrite ci-dessous :

$$\begin{cases} K_{\max(\text{eff})} = K_{\max} - K_r \\ K_{\min(\text{eff})} = K_{\min} - K_r \\ R_{\text{eff}} = K_{\min(\text{eff})} / K_{\max(\text{eff})} \end{cases} \quad (24)$$

K_r est le facteur d'intensité de contraintes résiduelles dues à la surcharge (équation 25) et R_{eff} est le rapport de charge effectif.

$$K_r = \varphi \left(K_{\max(\text{ol})} \sqrt{1 - \frac{(a - a(\text{ol}))}{r_p(\text{ol})}} - K_{\max} \right) \quad (25)$$

Le facteur φ est exprimé par l'équation 26.

$$\varphi = (1 - \Delta K_{\text{th}} / K_{\max}) / (\text{SOLR} - 1) \quad (26)$$

Et la zone plastique créée par la surcharge, $r_{y(\text{ol})}$, est exprimé par :

$$r_p(\text{ol}) = \left(\frac{K_{\max}(\text{ol})}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \cdot \left(\frac{1}{\alpha \cdot \pi} \right) \quad (27)$$

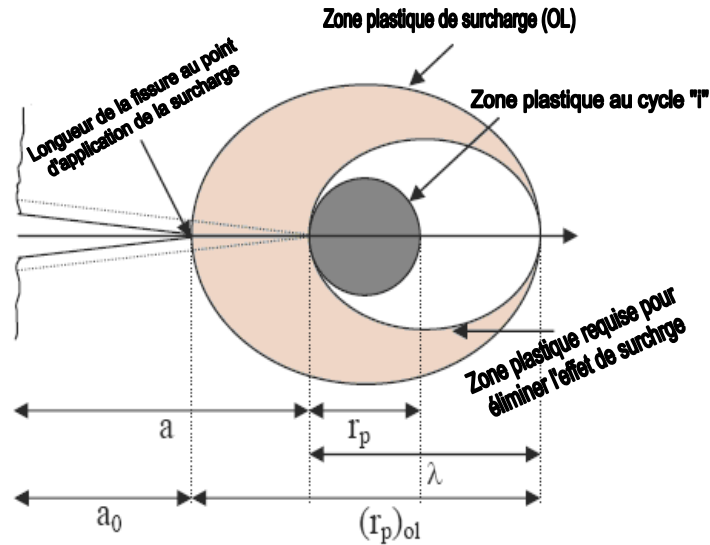


Figure 30. Schématisation du modèle de Willenborg modifié [63]

Où:

- * a : Longueur de la fissure
- * $a(ol)$: Longueur de la fissure à la surcharge
- * ΔK_{th} : Facteur d'intensité de contrainte effectif à $R = 0$.
- * SOLR: Rapport d'arrêt de surcharge (Rapport de surcharge par rapport au chargement nominal requis pour stopper la fissure sous un chargement nominal) (Tableau 2).
- * α : Etat de contrainte dans une direction de propagation donnée (2.0 Contrainte plane / 6.0 Déformation plane)

Le modèle de Willenborg généralisé utilise le rapport d'arrêt de surcharge (SOLR) comme une propriété du matériau contrôlant l'histoire du chargement sur la prédiction de la durée de vie. Ce paramètre lié au matériau n'est pas influencé par les effets de chargement, mais cela n'est pas toujours vrais [64]

Tableau 2. Paramètre d'arrêt de surcharge

Matériau	Paramètre SORL
Acier	2.0
Aluminium	3.0
Titanium	2.7

4.7 Revue sur les effets de surcharge

a. Effet d'une seule surcharge :

Le retard dû aux surcharges a été largement étudiée dans une gamme très variés de matériaux [65-68] et de nombreuses recherches étaient orientés vers l'étude de la forme de plusieurs chargement d'amplitude variable et paramètres associé, à savoir une seule surcharge ou bloc de surcharge sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium.

Le retard sous chargement à amplitude variable sur la propagation des fissures de fatigue de l'alliage 7075 T6511 a été étudié par Corbly et Packman [69]. Il a été démontré que le degré du retard dépend des amplitudes relatives des pics de surcharges, du nombre d'application du spectre de chargement, de la vitesse de fissuration de l'amplitude du chargement constant et du nombre de cycles pour le même type de chargement.

L'étude de fissuration par fatigue menée par Bathias et Vancon [70] sur les alliages d'aluminium 2024 et 2618 que la vitesse de fissuration est diminué après l'application de la surcharge pour une seule ou plusieurs surcharges. Il a été démontré que le processus du retard de fissuration après application de la surcharge résulte de la déformation plastique au front de fissure et de la nature de la surface des éprouvettes testées. La relation entre le rayon de la zone plastique et le retard dépend de la ténacité du matériau, renforcement cyclique et la déformation plastic cyclique.

Le phénomène de retard après application d'une seule surcharge sur deux nuances d'aluminium (figure 31) est investigué par Matsuoka et Tanaka [71]. Il a été confirmé que le modèle proposé par Matsuoka et al. [72] présente une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux.

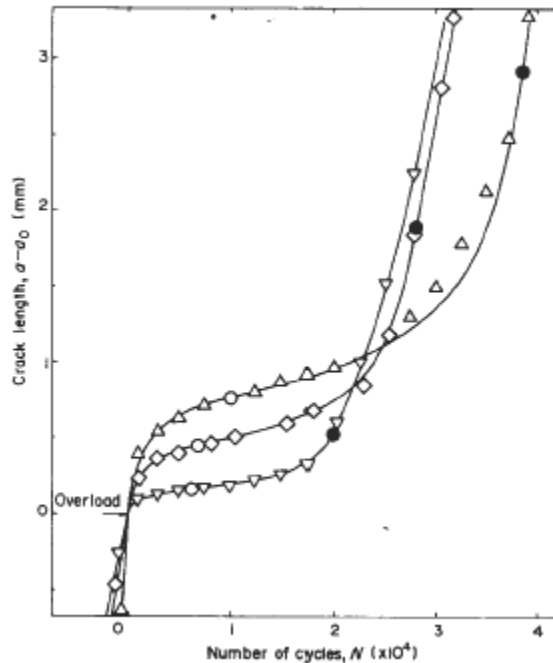


Figure 31. Effet de surcharge sur le retard de fissuration par fatigue de l'alliage d'aluminium 2017

L'effet d'une seule surcharge sur la fissuration de fatigue étudié par Robin et Pelloux [73] a été investigué sur l'alliage d'aluminium 2024 T351. Les résultats ont montré que le retard de la fissuration proche de la surface externe de l'éprouvette est important par rapport à la région des déformations planes près du centre de l'éprouvette. Les modèles de Wheeler's et Willenborg's présente une bonne approximation du phénomène de retard par surcharge.

Récemment, l'évaluation d'un retard dans la résistance à la fatigue due à l'application d'une seule surcharge a été menée par Hairmen [74]. Sur la base des modifications du modèle de Wheeler et tenant compte du concept d'Elber, le rapport de surcharge/l'exposant Wheeler et les vitesses de fissuration, un modèle pour la prédiction du comportement de fissuration à la suite d'une seule surcharge a été élaboré. La figure 32 montre l'effet bénéfique d'une surcharge répétée sur la durée de vie et la vitesse de fissuration pour un rapport de surcharge de 1.75.

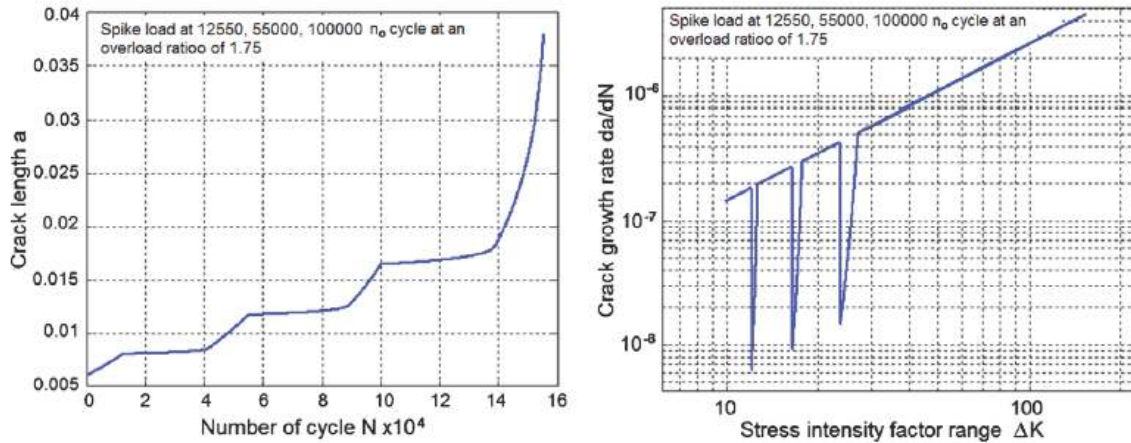


Figure 32. Effet de surcharge sur la durée de vie et la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 6061 T6 [74]

Les essais de fissuration par fatigue conduits par Kermanidis et Pantelakis [65] sous l'application d'une seule surcharge sur les éprouvettes en alliage d'aluminium a montré que le retard n'est pas dû par en premier lieu par la fermeture de fissure par rugosité le long du chemin de fissuration. Ce retard est dû plutôt à la ductilité du matériau. La figure 33 montre l'effet d'une seule surcharge sur la durée en fatigue et la vitesse de fissuration. Ces résultats ont été comparés aux résultats du modèle analytique prédit où il montre une bonne corrélation.

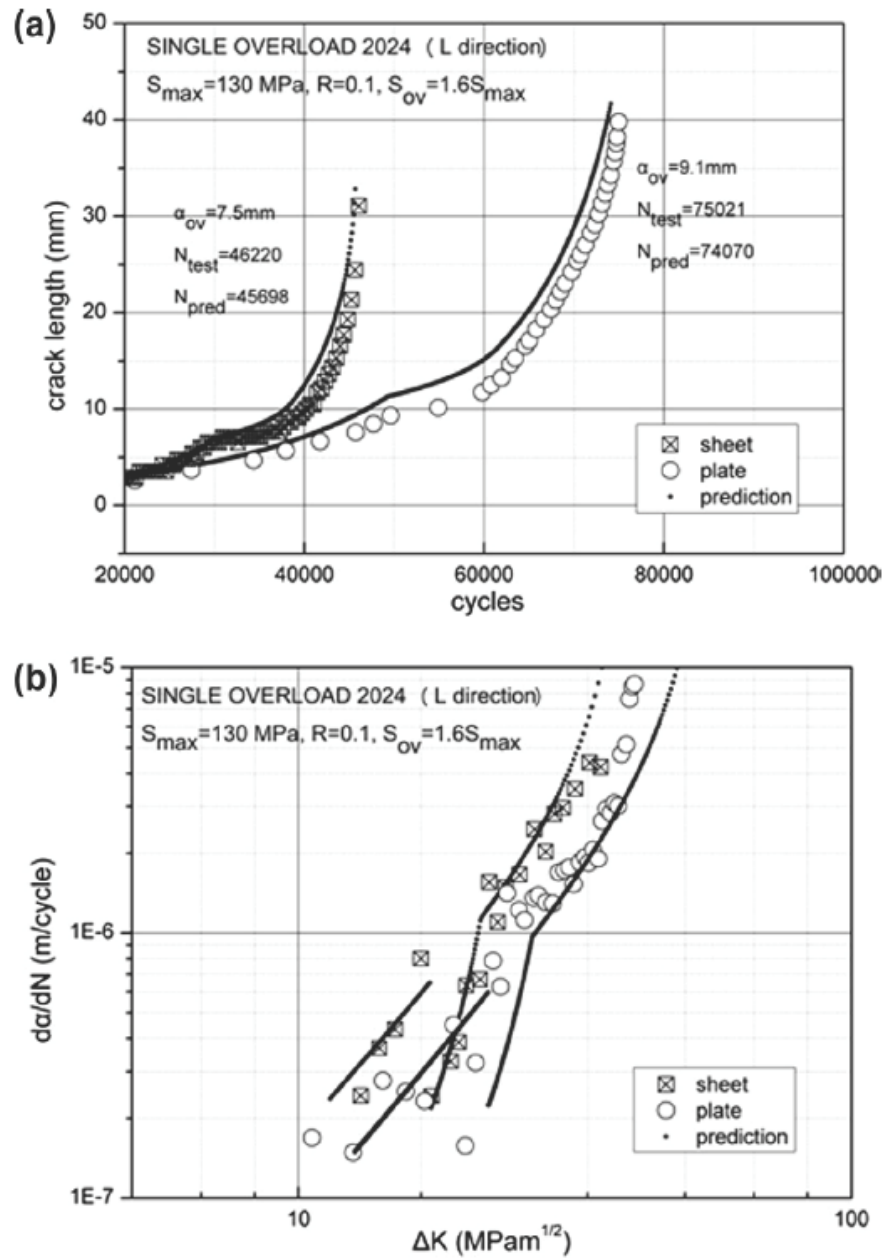


Figure 33. Comparaison entre modèle analytique et résultats expérimentaux (a) durée de vie en fatigue, (b) vitesse de fissuration pour l'alliage d'aluminium 2024 [65]

b. Effet du rapport de surcharge

L'étude menée par Vardar [41] sur l'effet du rapport de surcharge, entre 1,3 et 2,4 ont été pris en compte sur l'alliage 7075-T6 en déformation plane (figure 34). Une corrélation linéaire a été établie entre le nombre de cycles de retard dû aux surcharges intermittents et le rapport de surcharge. Les résultats expérimentaux ont révélés que le retard est maximum où les surcharges sont appliquées à la moitié du nombre de cycles du retard pour l'essai à une seule surcharge. L'influence du niveau du surcharge avec combinaison de surcharges et sous charges a été investigué par Crandall et Hillberry [75] sur l'alliage 2024 T3. A un rapport de charge fixe ($R=0.17$), l'effet du rapport de surcharge "ORL" sur la fissuration par fatigue de l'alliage 2024 T3 a été étudié par Verma et Paney [76]. Les résultats montrent que la durée du retard augmente avec l'augmentation du rapport de surcharge "ORL" (figure 35).

L'effet du rapport de surcharge "ORL" variant de 2.0 à 2.50 sur la fissuration par fatigue de l'alliage d'aluminium 6061 T6 a été investigué par Hairman [74]. Au point d'application de ces surcharges, on remarque une diminution de la vitesse de fissuration avec l'augmentation du rapport de surcharge. Le rapport de diminution des vitesses par rapport à la vitesse de chargement d'amplitude constant est de l'ordre 2.5, 5.0 et 22 respectivement pour ORLs égales à 2.0, 2.25 et 2.50. Les travaux de Kumar sur la fissuration par fatigue de l'alliage 6063 T6 [77] de l'effet de surcharges montre que les rapport de diminution des vitesses dues aux surcharges par rapports au chargement d'amplitude constante sont 2.0, 2.9 et 6.67 respectivement pour les rapports de charge suivants 1.667, 1.88 et 2.06.

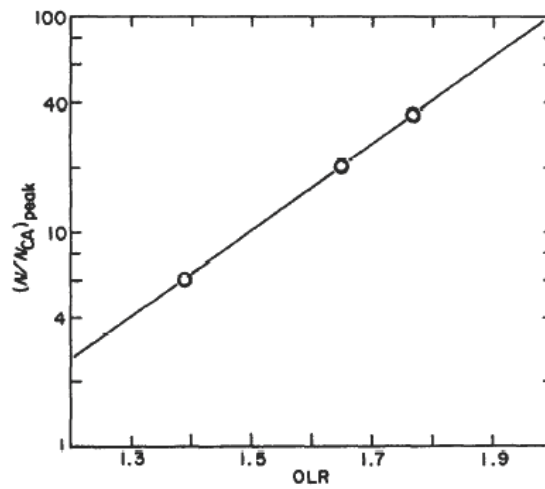


Figure 34. Variation du pic du retard en fonction du rapport de surcharges [74]

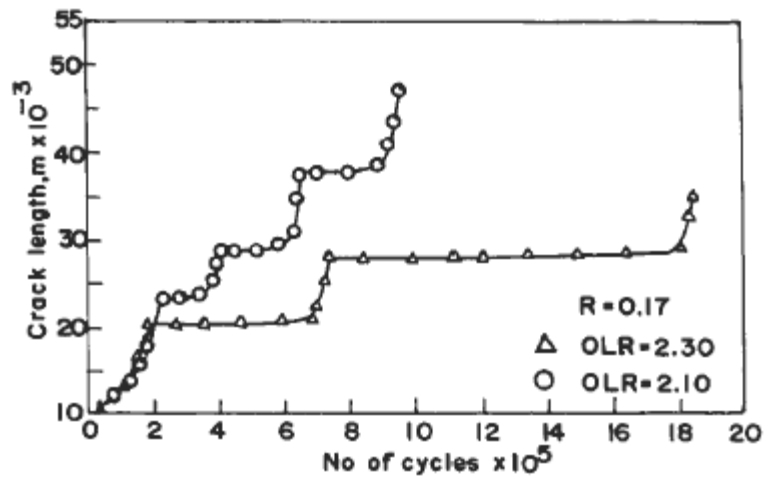


Figure 35. Effet du rapport de surcharge sur l'évolution de la longueur de la fissure [76]

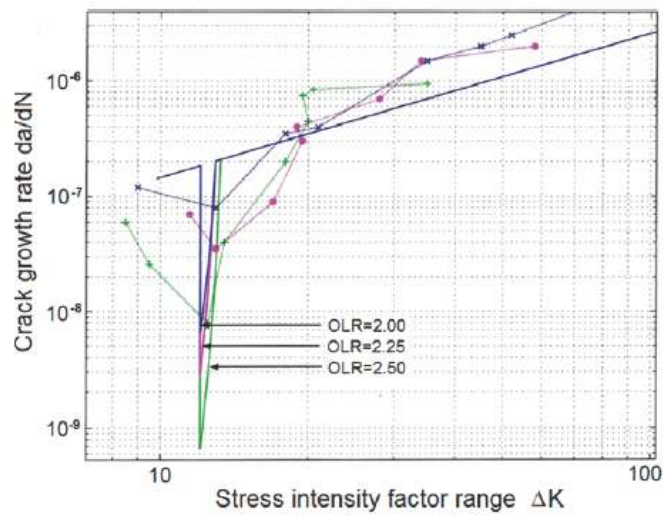


Figure 36. Effet du rapport de surcharge sur la vitesse de fissuration du 6061 T6 [74]

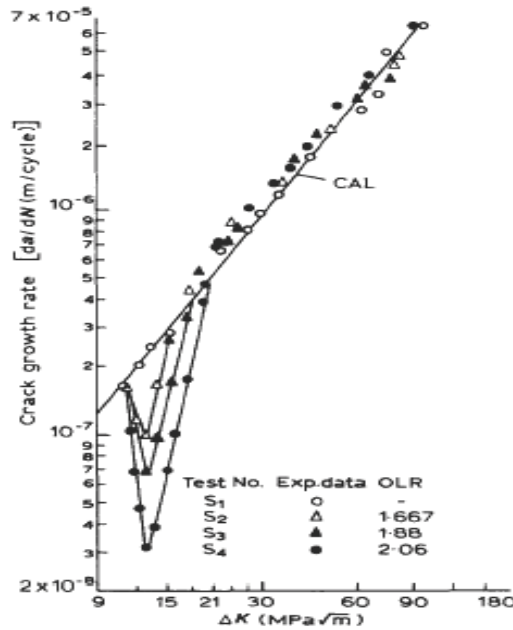


Figure 37. Effet du rapport de surcharge sur la vitesse de fissuration du 6063 T6 [77]

c. Effet des bandes de surcharge et spectres variables

L'étude de fissuration par fatigue pour chargement à amplitude variable mené par Kumar et Garg [78] montre une augmentation de la durée de vie en fatigue sous l'application d'une bande de surcharge périodique comparativement à la durée de vie pour un chargement à amplitude constante (figure 38).

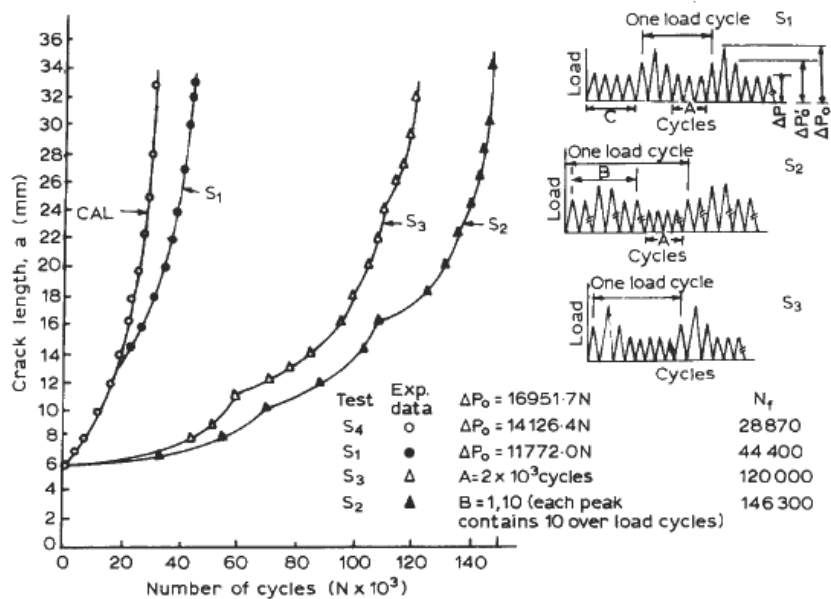


Figure 38. Effet des bandes périodiques de surcharge [78]

Récemment, l'investigation menée par Bao and Zhang [79] sur la fissuration par fatigue de l'alliage d'aluminium 2324 T39 soumis à un spectre de charge tronqué (figures 39), a utilisé le modèle de Nasgro et le modèle de Willenborg généralisé. Le résultat a montré que le retard est dû principalement à la plasticité au niveau de la pointe de la fissure où l'effet de branchement n'est pas très important. Pour un niveau de chargement important le phénomène de branchement a été détecté après l'application de surcharge. Sous le même spectre de chargement, les résultats expérimentaux (durée de vie en fatigue) ont été comparés à ceux obtenus par le modèle de prédiction NASGRO. La comparaison en durée de vie (figure 40) montre une bonne concordance pour les faibles spectres de chargement (figure 39) « type A-S0 » comparativement aux spectres de charges importants « type A-S5 ». Potter [80] a investigué l'effet des séquences de chargement et l'effet d'interaction sur le comportement en fatigue d'une éprouvette entaillée. Ce travail confirme que les contraintes résiduelles au niveau de l'entaille changent avec le chargement cyclique après l'application de la surcharge. Le résultat important de Potter [80] a montré que le nombre de cycles à rupture augmente quand la période entre les surcharges a augmenté.

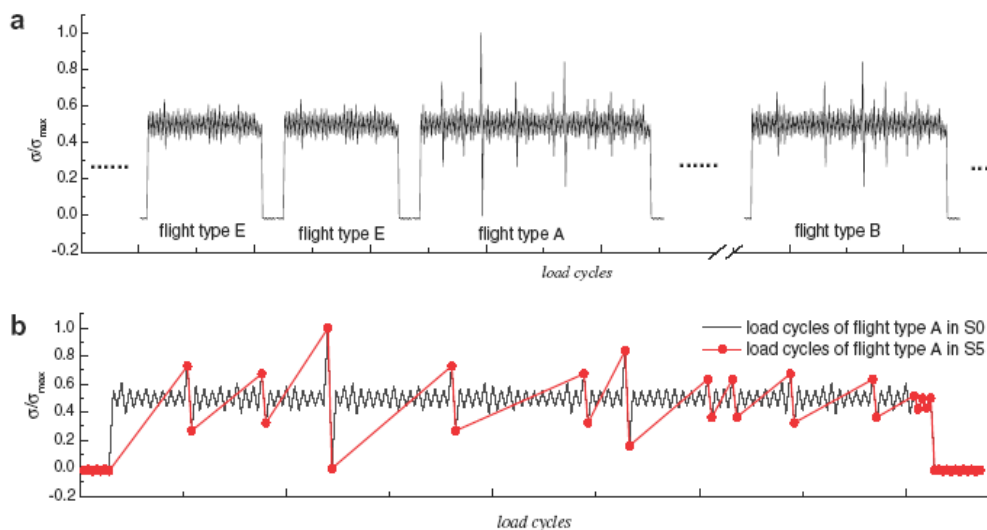


Figure 39. Spectres de charges [80]

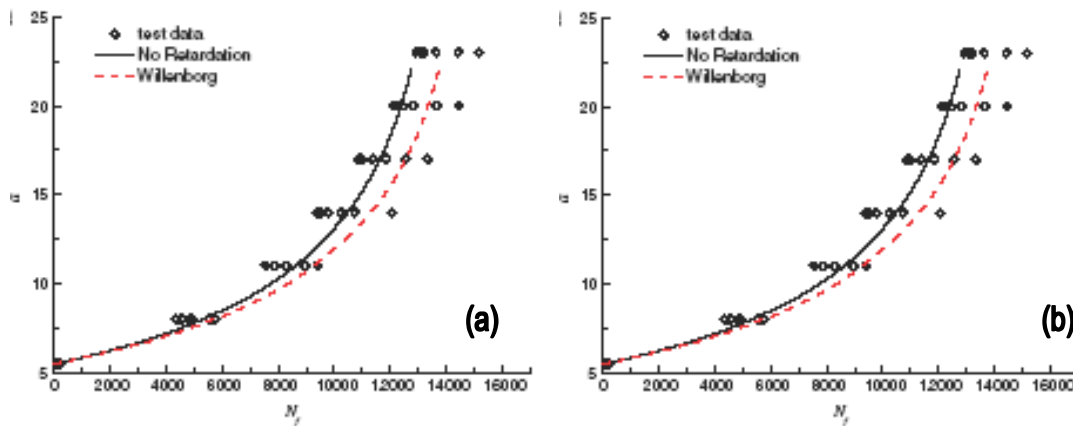


Figure 40. Comparaison des résultats (a-N) prédits avec les résultats expérimentaux pour l'alliage 2324 T39 sous différents spectres de charges (a) S0 (b) S5 [80]

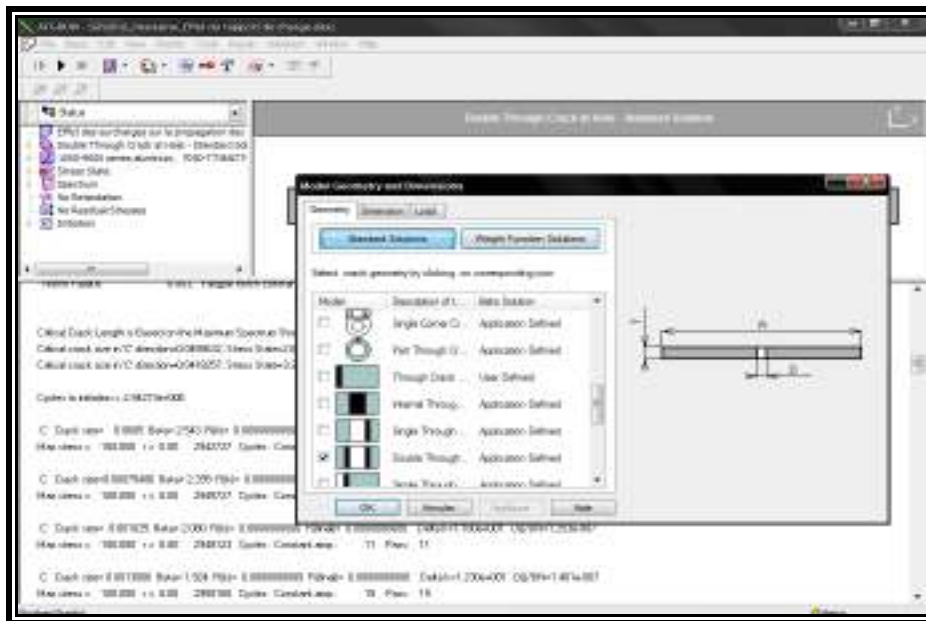
En résumé, vu la complexité des spectres de chargements subissent par les structures mécanique et précisément les structures aéronautiques, les spectres de chargement ont été simplifié (chargements simples) dans le but de l'étude de leur effets au niveau des laboratoires des essais de fatigue. Et vu le coût de tels essais, des modèles ont été développés pour prédire de tels effets. Le but principal de ce travail est d'étudier les effets de chargement cycliques et leur influence sur la durée de vie en fatigue et la vitesse de fissuration. Pour les chargements à amplitude constante l'effet du rapport de charge et l'amplitude de chargement à amplitude constante sont mis en évidence. La durée de vie et la vitesse de fissuration en fatigue sous chargement à amplitude variables font aussi l'objet de cette investigation sur différents types d'alliages d'aluminium à durcissement structural où l'effet d'interactions des chargements est appliqué en utilisant le modèle de Willenborg généralisé. La prédiction des effets de chargement variables sur la fissuration par fatigue est basée sur les résultats expérimentaux pour des chargements à amplitude constant.

INTRODUCTION

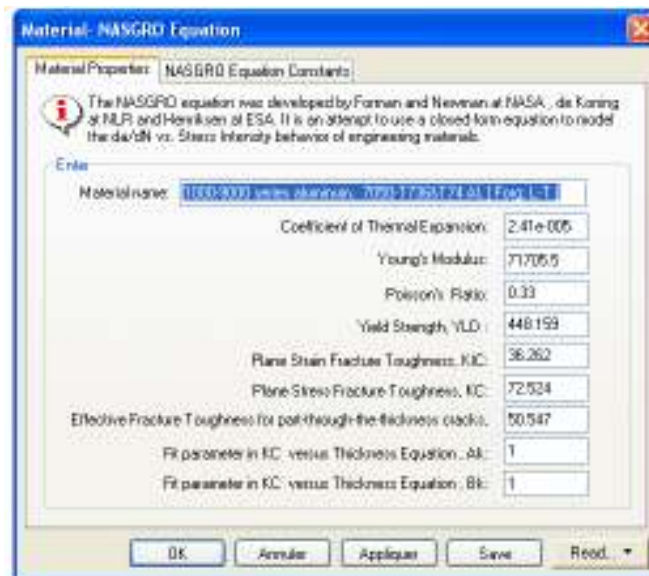
Dans ce chapitre nous présentons la simulation du comportement en fatigue de différents alliages d'aluminium de la série 2000 et la série 7000. Les différents chargements cycliques sont présentés à savoir le chargement à amplitude constante et chargements à amplitude variable (une seule surcharge, bande de surcharges).

I. Présentation du code

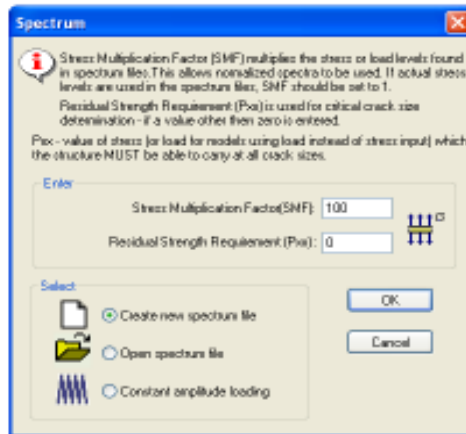
AFGROW est un code de calcul permettant d'étudier la propagation des fissures de fatigue et la prédiction de la durée de vie en fatigue développé par HARTER [81] au profit de la NASA. La version du code AFGROW utilisé, travail sous une interface de Windows XP (figure 41). Le code possède deux interfaces principales, l'interface « matériaux » et l'interface « modèle géométrique ». De plus, il permet par des interfaces intermédiaires, d'introduire les spectres de chargement, les modèles d'amplitude variable ainsi que les 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.



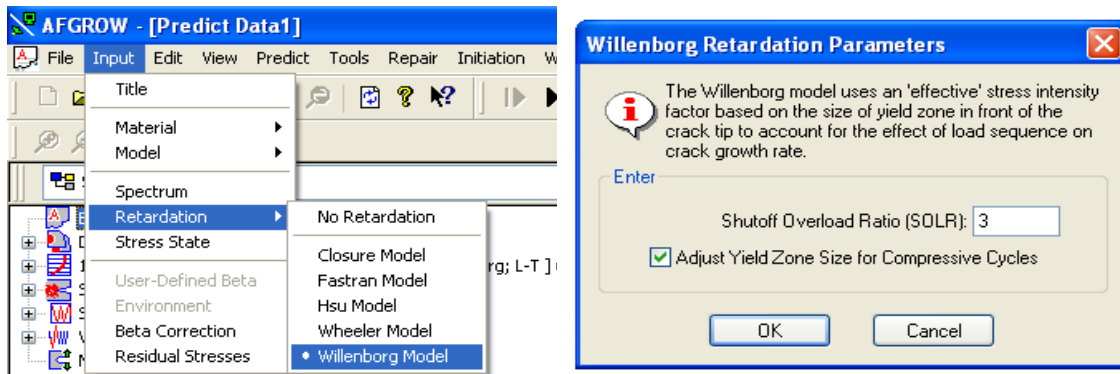
a- Interface géométrie



b- Interface matériau



c- Interface chargement



d- Interface de surcharge

Figure 41. Interface du code AFGROW

II. COMPORTEMENT EN FATIGUE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

2.1. Matériaux, modèle géométrique & Paramètres de propagations

Le modèle géométrique d'étude est une plaque percée en présence de fissures doubles latérales (Figure 42) soumise à un chargement uniforme en mode I. Pour l'éprouvette étudiée en présence d'une fissure, le facteur d'intensité de contrainte d'une plaque finie, ayant une fissure débouchante émanante d'une entaille semi-circulaire, soumise d'un chargement cyclique est exprimé par:

$$\Delta K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \beta \left(\frac{a}{w}, \frac{a}{r}, \frac{r}{w} \right) \quad (27)$$

La fonction β (fonction de correction de géométrie). La fonction β proposée par Newman [82] est implémenté dans le code AFGROW. Pour $r/W = 1/16$ et $(a+r)/W < 0.8$, la fonction β est de la forme:

$$\beta = \beta_1 \cdot \phi \cdot \beta_w \quad (28)$$

La fonction β_1 est donnée par :

$$\beta_1 = 1 + 0.358\lambda + 1.425\lambda^2 - 1.578\lambda^3 + 2.156\lambda^4 \quad (29)$$

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

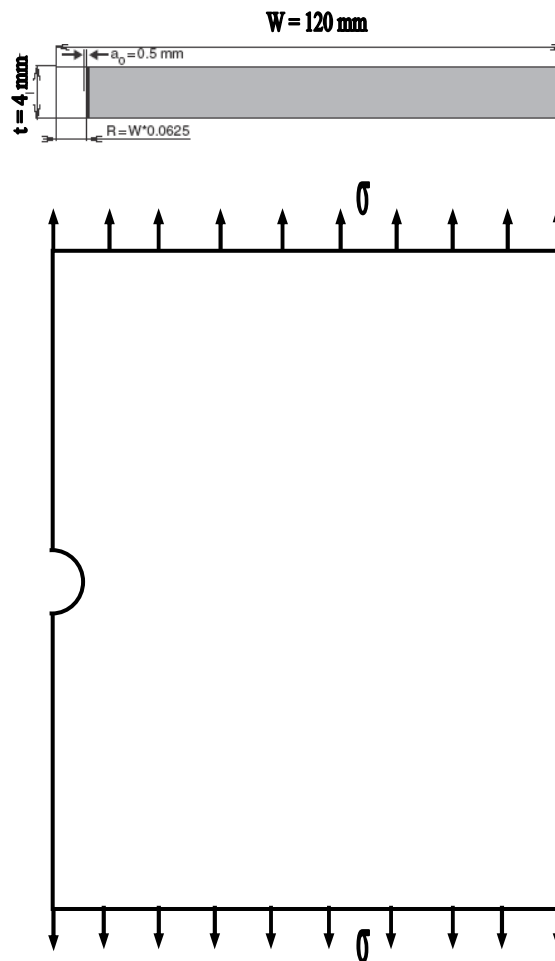


Figure 43. Eprouvette SENT avec entaille semi-circulaire

Les matériaux étudiés font partis des alliages d'aluminium de la série 2000 et 7000 dont les éléments d'alliage les plus importants sont respectivement le Cuivre (Cu) et le zinc (Zn). Les caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium de la présente étude sont présentées sur le tableau 3

Tableau 3. Caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium

Matériaux	σ_e (MPa)	E (GPa)	K_C MPa \sqrt{m}	K_{IC} MPa \sqrt{m}	ν
2024 T351	372.31	73.08	74.72	37.36	0.33
2219 T87	393.0	73.08	65.93	32.97	
7075 T7351	427.47	71.70	63.73	31.86	
7178 T7651	496.42	71.70	61.54	30.77	

Le modèle de propagation utilisé dans cette étude est le modèle NASGRO cité dans l'étude bibliographique dont les paramètres de propagation pour les matériaux étudiés sont portés sur le tableau 4.

Tableau 4. Paramètre du modèle de propagation utilisée par le modèle NASGRO

Alliages d'aluminium	ΔK_{tho} MPa \sqrt{m}	n	p	q	C
2024 T351	2.857	3.353	0.5	1	1.707×10^{-10}
2219 T87	3.187	2.487	0.5	1	1.149×10^{-9}
7075 T7351	3.297	2.529	0.5	1	6.964×10^{-10}
7178 T7651	3.297	1.800	0.5	1	3.001×10^{-9}

La vitesse de fissuration est évaluée par la méthode de la sécante (equation 29) à partir des résultats obtenus du couple (a, N).

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} + a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (29)$$

2.2. Spectres de chargements cycliques

Les chargements cycliques sont caractérisés par leurs spectres. Le chargement à amplitude constante est montré par la figure 43. Les chargements cycliques à amplitudes variables sont caractérisés par plusieurs spectres (spectre avec une seule surcharge ou bande de surcharges : figure 44).

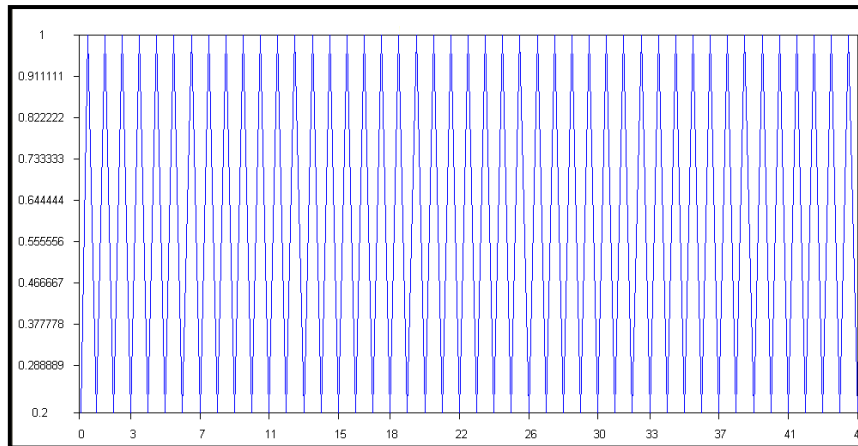
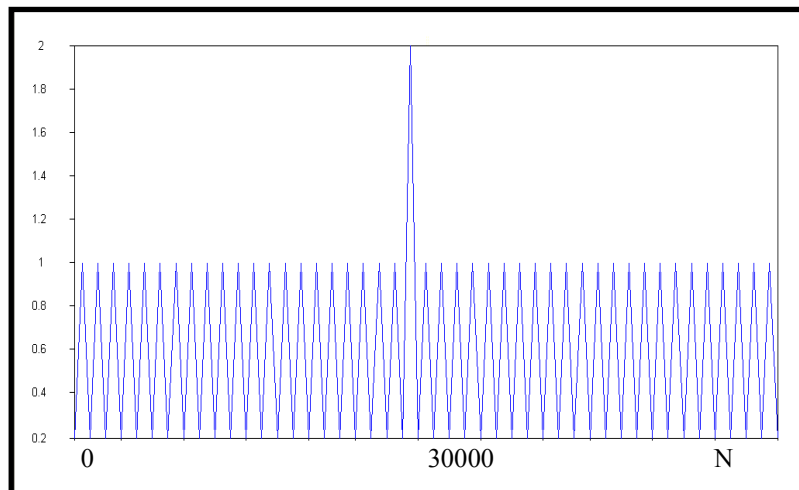
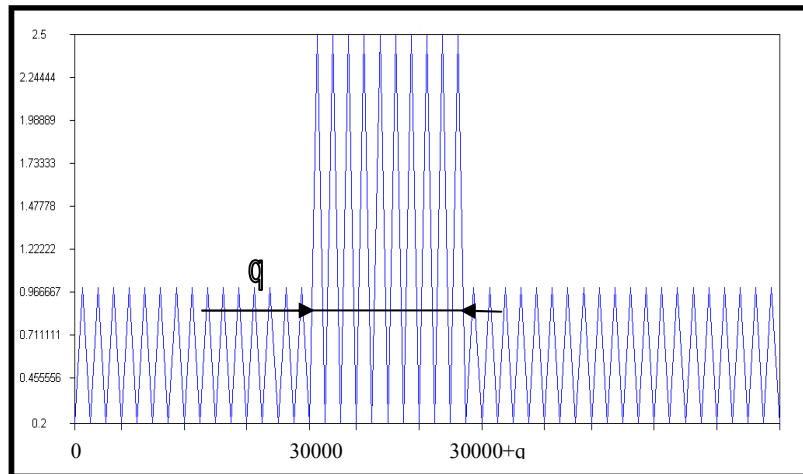


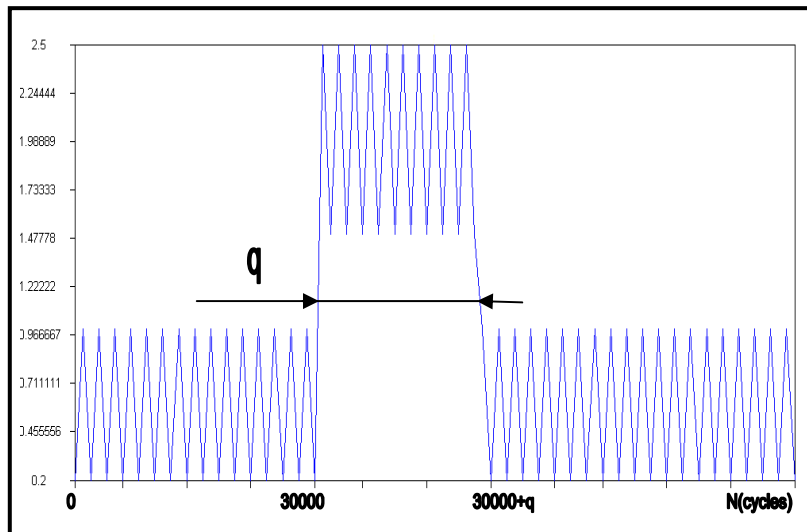
Figure 43. Spectre de chargement cyclique à amplitude constante ($R=0.2$)



(a) : Une seule surcharge ($R=0.2$ / $ORL=2.0$)



(b) : Bande de surcharge ($R=0.2$ / $ORL=2.5$)



(c) : Bande de surcharge ($R=0.5$ / $ORL=2.5$)

Figure 44. Spectre de chargement cyclique avec surcharges ($R=0.2$)

INTRODUCTION

Ce chapitre présente les résultats obtenus et leur interprétation des effets de chargement cyclique sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium. Deux types de spectres sont considérés (chargement à amplitude constante et chargement à amplitude variable (voir figures 43 et 44 chapitre II). Les paramètres liés au chargement à amplitude constante sont:

- * Effet du rapport de charge
- * Effet de l'amplitude de chargement

Pour le chargement à amplitude variable, trois effets sont étudiés :

- * Effet d'une seule surcharge à différents niveaux de surcharge
- * Effet de la largeur du bloc de surcharge
- * Effet de la séquence de chargement

I. PROPAGATION A AMPLITUDE CONSTANTE

I.1. Effet de rapport de charge

La plaque SENT à entaille semi-circulaire avec une fissure latérale est soumise à un chargement constant d'amplitude maximal $\sigma_{\max} = 60$ MPa. La fissure se propage dans le sens transversal. Le critère de rupture $K_{\max} = K_C$ est adopté comme critère de rupture finale.

La figure 45 montre l'effet du rapport de charge « R » sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2024 T351. On remarque que l'augmentation du rapport de charge a fait augmenter la durée de vie. Le même effet est remarqué sur l'évolution de la durée de vie en fatigue pour le même niveau de chargement maximal de l'alliage de la même série (2219 T87) (figure 46). On remarqué que pour un même rapport de charge, la durée de vie en fatigue pour l'alliage 2024 T351 est supérieur à celle de l'alliage 2219 T87. Cette différence est attribuée à la combinaison de la différence des caractéristiques mécanique (ténacité des matériaux) et à la composition chimique. Pour la série 7000, l'effet du rapport de charge sur la durée

de vie des alliages d'aluminium 7075 T7351 et 7178 T7651 est représenté respectivement par les figures 47 et 48. Pour cette série de matériaux, on remarque que la durée de vie a augmenté pour l'alliage 7178 T7651 par rapport à l'alliage 7075 T751 contrairement aux alliages 2024 T351 et 2219 T87 de la série 2000. Cet effet inverse, pour les alliages de la série 7000, est attribué principalement à la limite élastique et à la composition chimique vu la faible différence de la ténacité (≈ 1 MPa). Une faible différence en durée de vie est constatée pour un même rapport de charge respectivement pour le couple d'alliages "2024 T351 et 7075 T7351" comparativement par rapport aux autres alliages "2219 T87 et 7178 T7651" où l'on remarque que ce dernier présente une bonne résistance à la rupture par fatigue (figure 49).

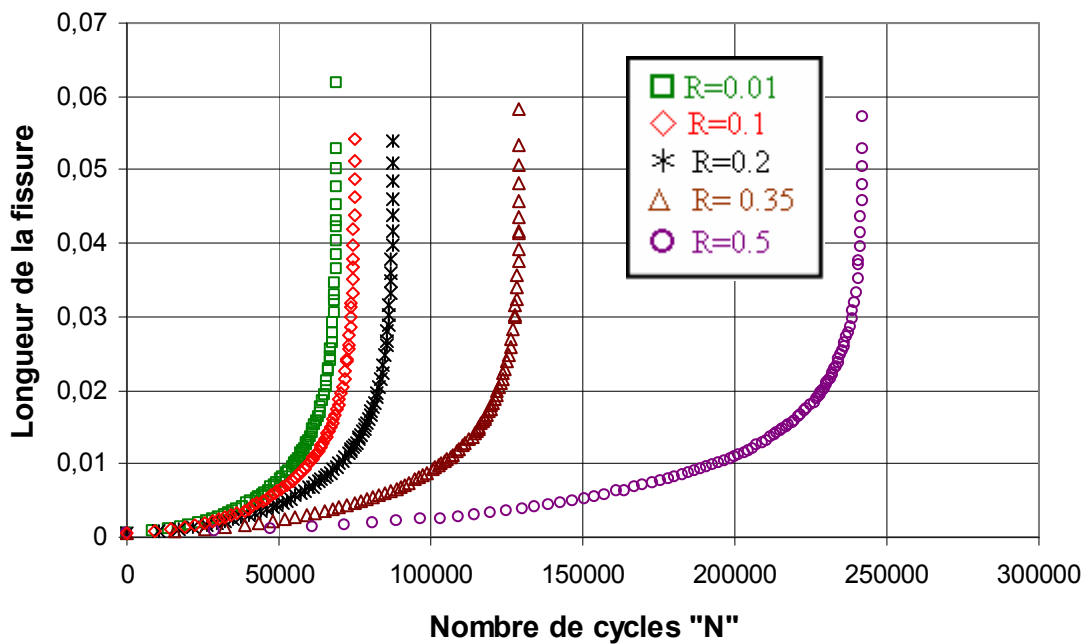


Figure 45. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 2024 T351

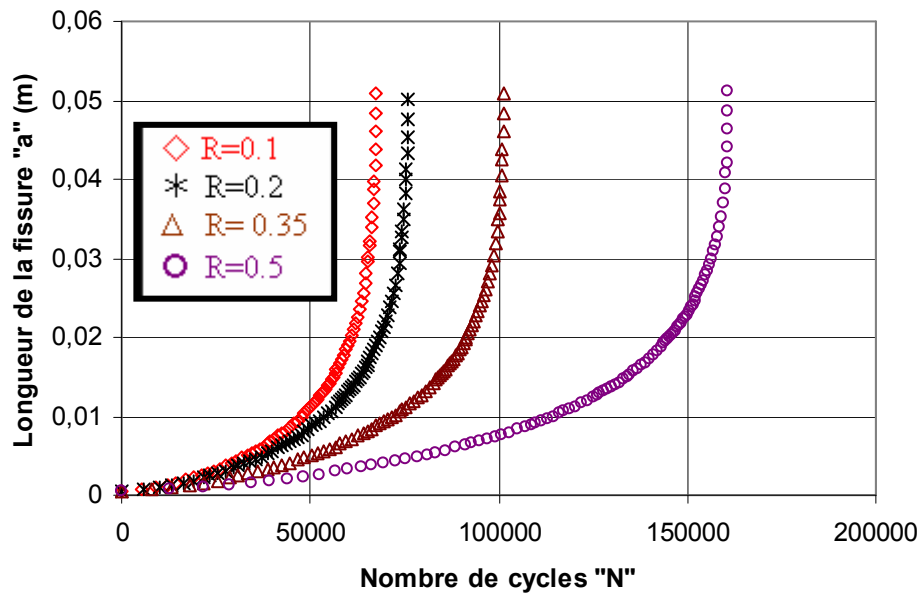


Figure 46. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 2219 T87

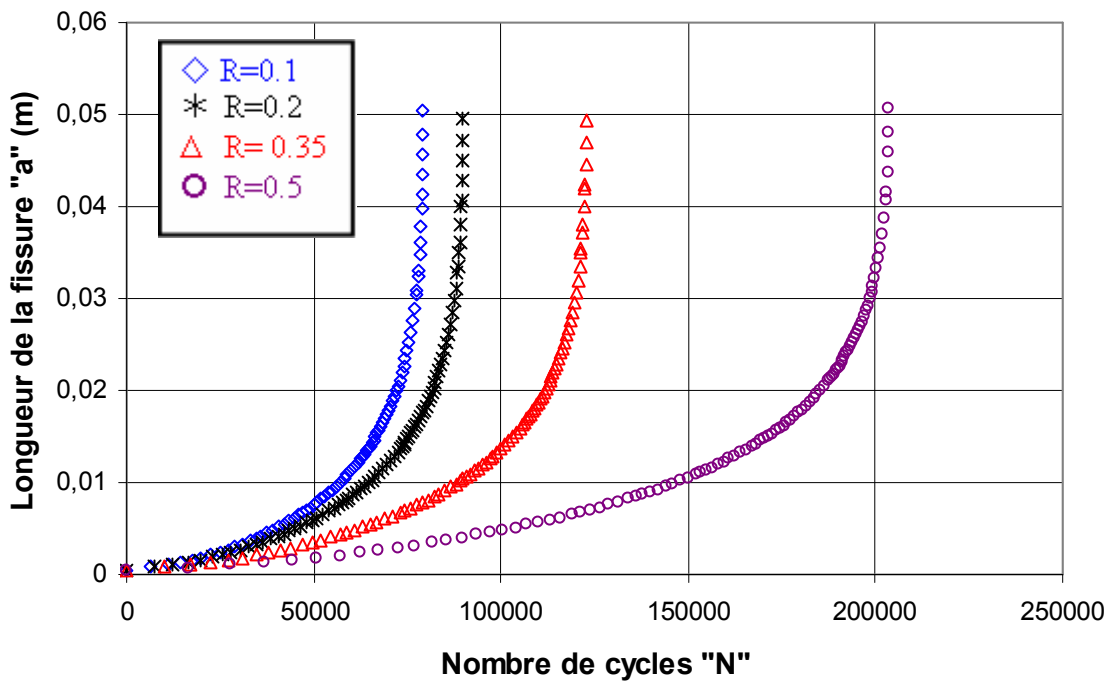


Figure 47. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 7075 T7351

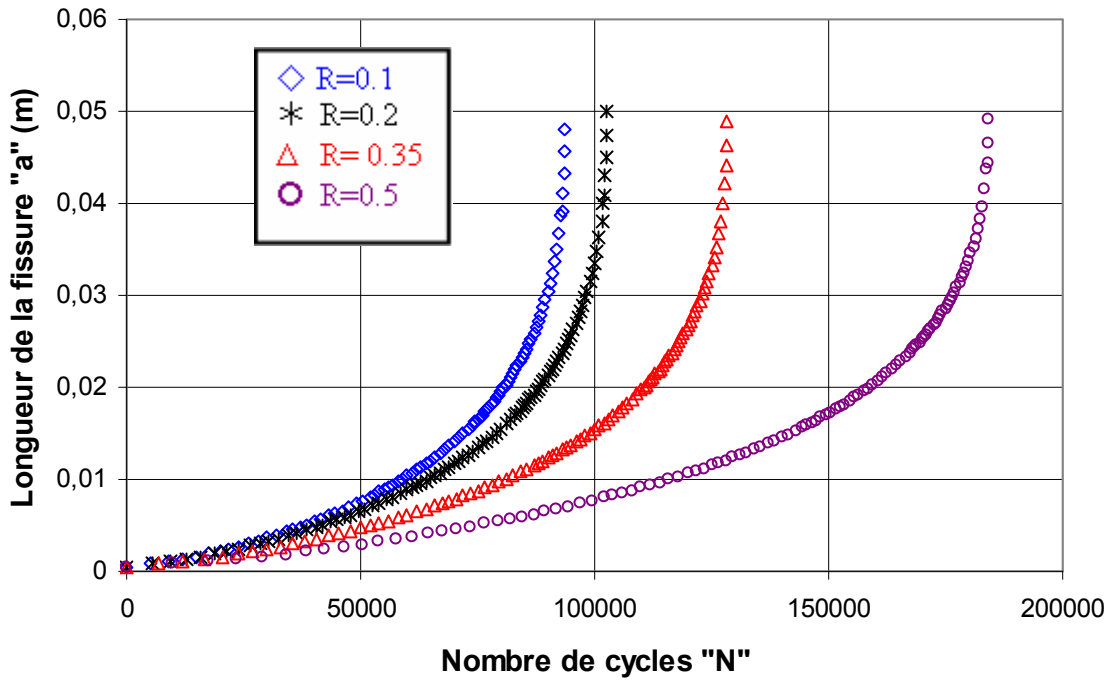


Figure 48. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 7178 T7651

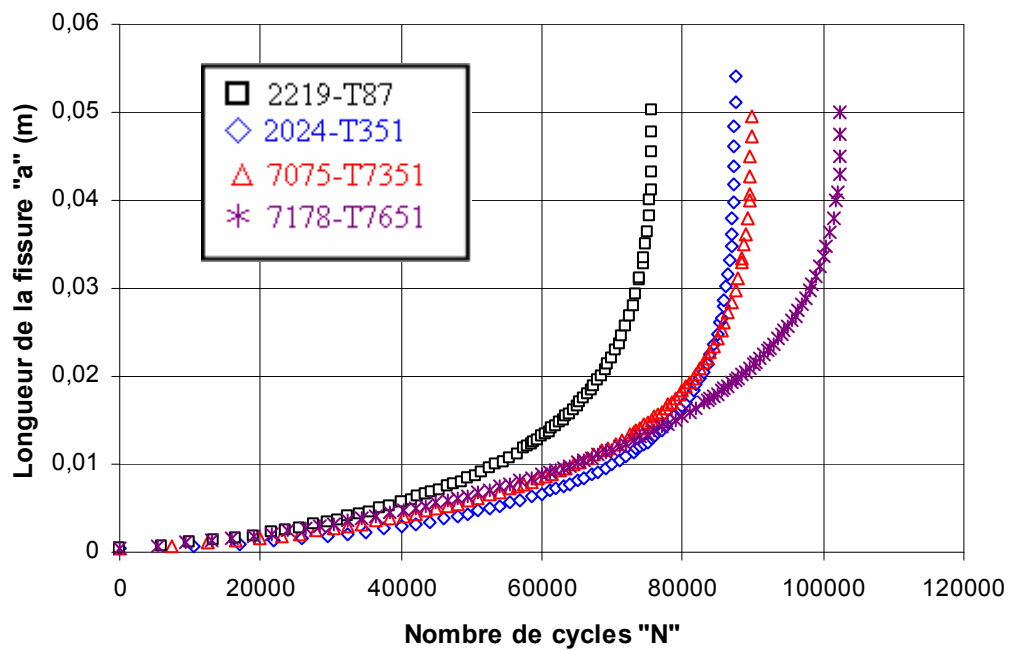


Figure 49. Comparaison des durées de vie en fatigue d'alliages d'aluminium à R=0.2

L'évolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK pour différents rapports de charge R variants de 0.01 à 0.5 est présenté par la figure 50 pour l'alliage d'aluminium 2024 T351. Les courbes montrent une augmentation de la vitesse de propagation (da/dN) avec l'augmentation du rapport de charge. Pour une amplitude du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, la vitesse de propagation pour $R=0.01$ est de l'ordre de 9×10^{-7} m/cycle et passe à 5×10^{-6} m/cycle pour $R=0.5$ cela représente une augmentation de six fois. Pour l'alliage 2219 T87, la vitesse de fissuration est représenté par la figure 51. Pour une même amplitude du facteur d'intensité de contrainte ($\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), la vitesse est de 1×10^{-6} m/cycle pour $R=0.1$ par contre la vitesse pour $R=0.5$ a atteint 3.35×10^{-6} m/cycle. Les courbes des vitesses de fissuration pour les alliages d'aluminium de la série 7000 sont représentées respectivement par les figures 52 et 53. On remarque qu'à $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, la vitesse pour l'alliage 7075 T7351 varie de 8×10^{-7} m/cycle à 3×10^{-6} m/cycle respectivement pour $R=0.1$ et $R=0.5$. Pour l'alliage 7178 T7651, la vitesse de fissuration a varié de 6×10^{-7} m/cycle à 2×10^{-6} m/cycle. L'augmentation de la vitesse de fissuration pour les alliages 7071 T7351 et 7178 T7651 est respectivement pour de 3.75 et 3.33.

La comparaison des vitesses de fissuration pour un même rapport de charge pour les alliages d'aluminium étudiés est montrée sur la figure 54. Une très faible différence en vitesse de fissuration est constatée pour les différents alliages d'aluminium 2024 T351, 2219 T87 et 7075 T7351. Par contre au-delà de $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, la vitesse de fissuration pour alliage d'aluminium 7178 T7651 a diminué sur la plage variant de 10 à 40 MPa. Cela montre la bonne résistance à la fatigue de l'alliage 7178 T7651 par autres alliages.

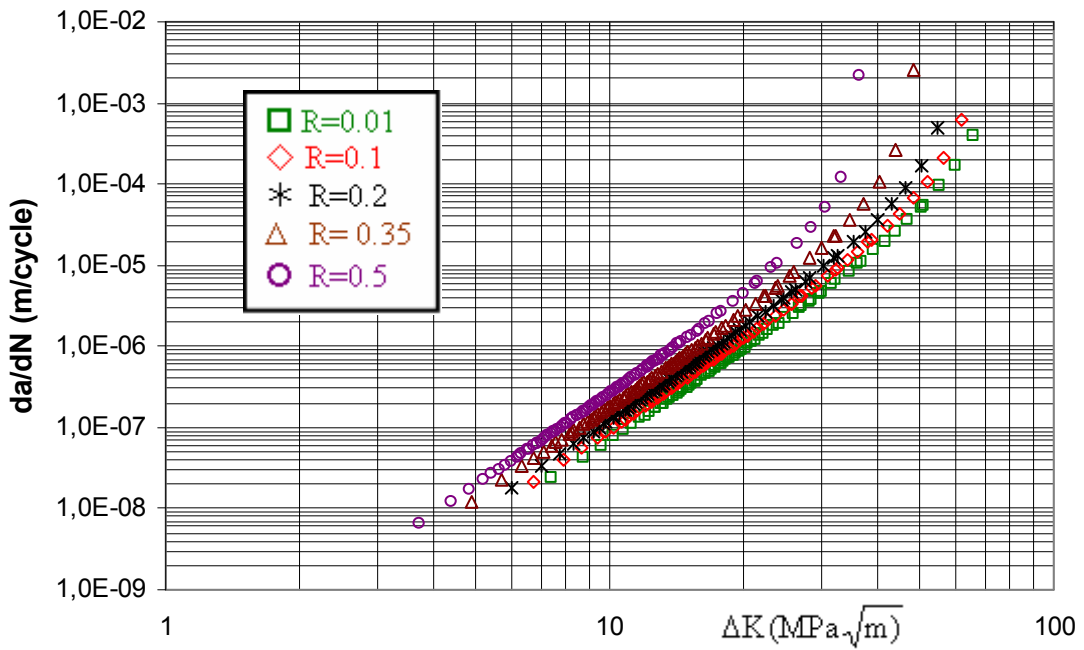


Figure 50. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 2024 T351

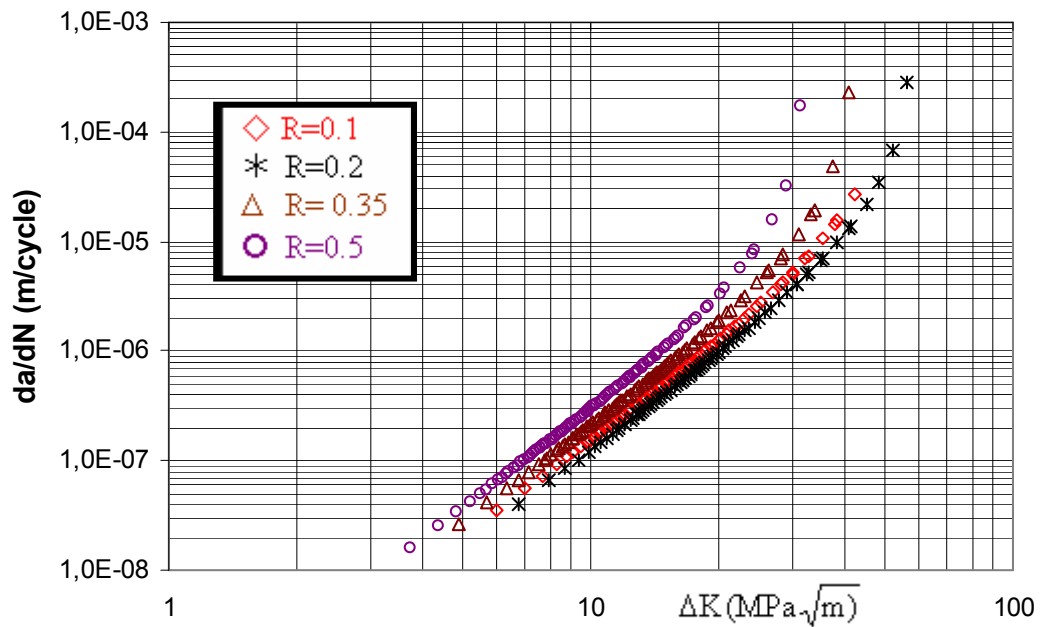


Figure 51. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 2219 T87

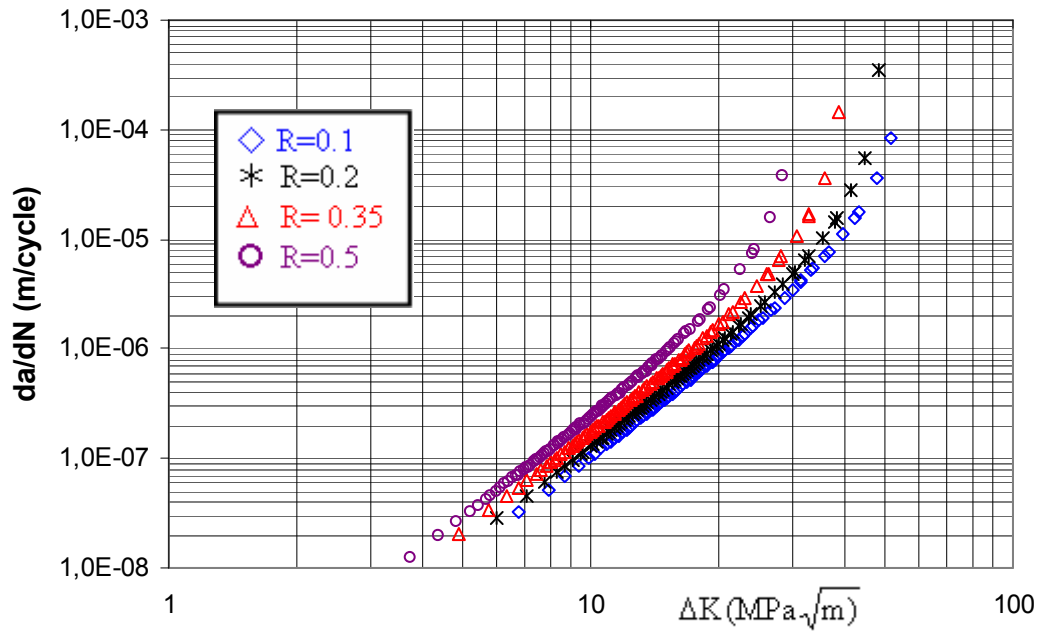


Figure 52. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 7075 T7351

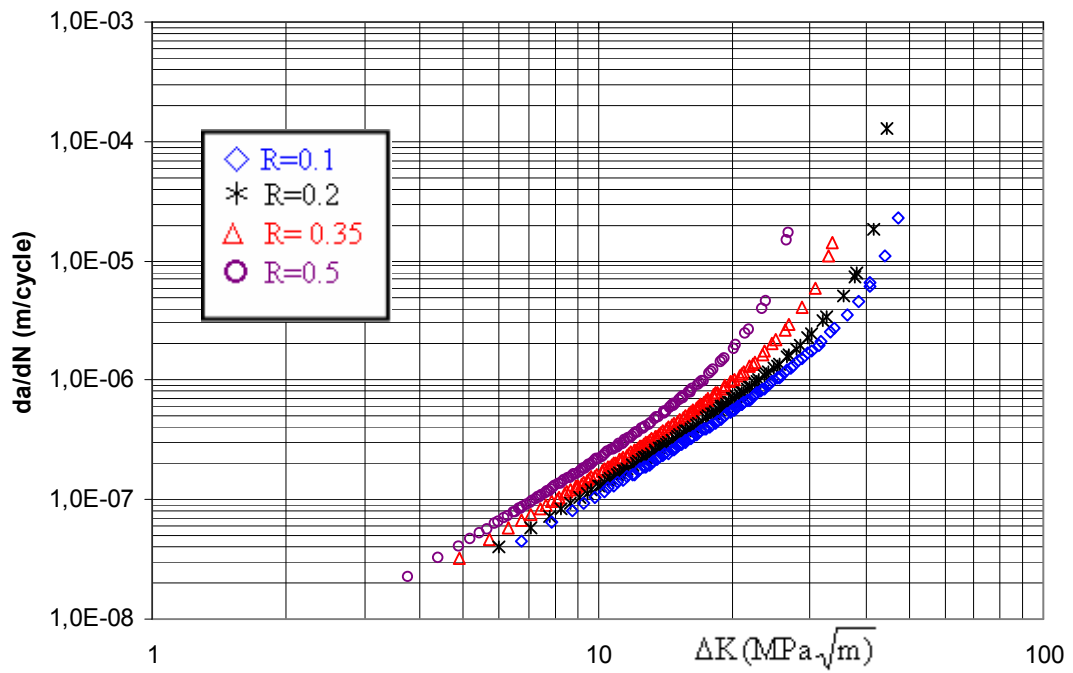


Figure 53. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 7178 T7651

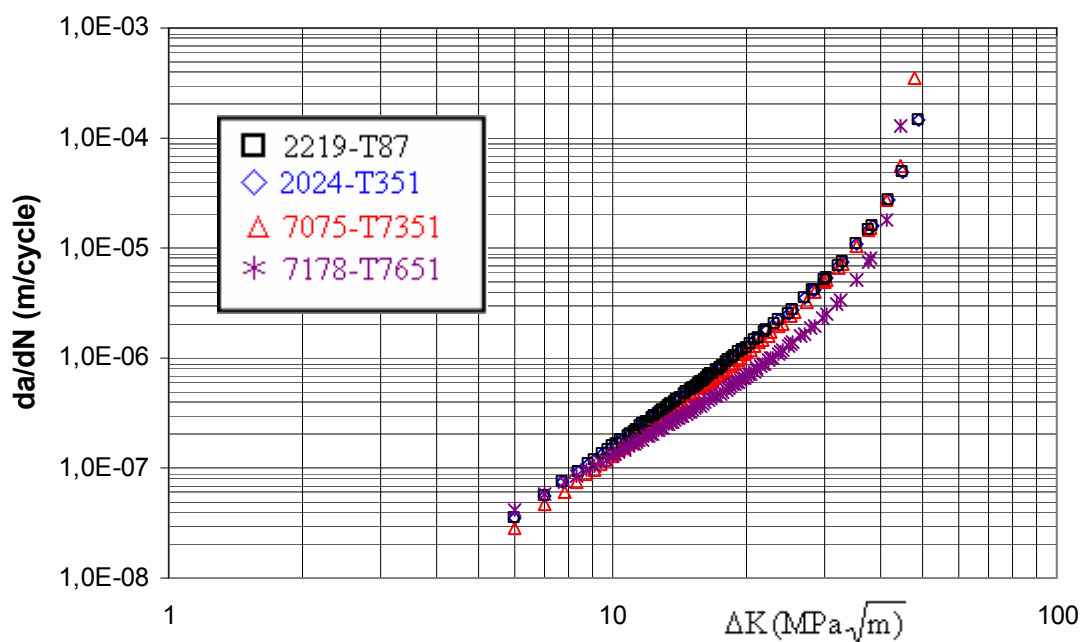


Figure 54. Comparaison des vitesses de fissuration à R=0.2

I.2. Effet de 'amplitude de chargement

La fissuration à amplitude constante pour différents niveaux de chargement pour un rapport de charge R constant ($R=0.2$) où l'amplitude maximale est variable. L'amplitude de chargement appliqué varie de 60 MPa à 100 MPa. L'effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue est montré par la figure 55. L'augmentation de l'amplitude du chargement a diminué le nombre de cycle à la rupture. Par exemple la durée de vie a passé de 87500 cycles pour $\sigma_{max}=60$ MPa à 12600 pour $\sigma_{max}=100$ MPa. Cet effet se traduit par effet de chargement moyen qui a passé de 36 MPa à 60 MPa. L'évolution de la vitesse de fissuration sous l'effet de l'amplitude de chargement est représentée sur la figure 56. La variation de la vitesse de fissuration est négligeable pour les différents niveaux de chargement. La différence réside dans la vitesse du début de fissuration.

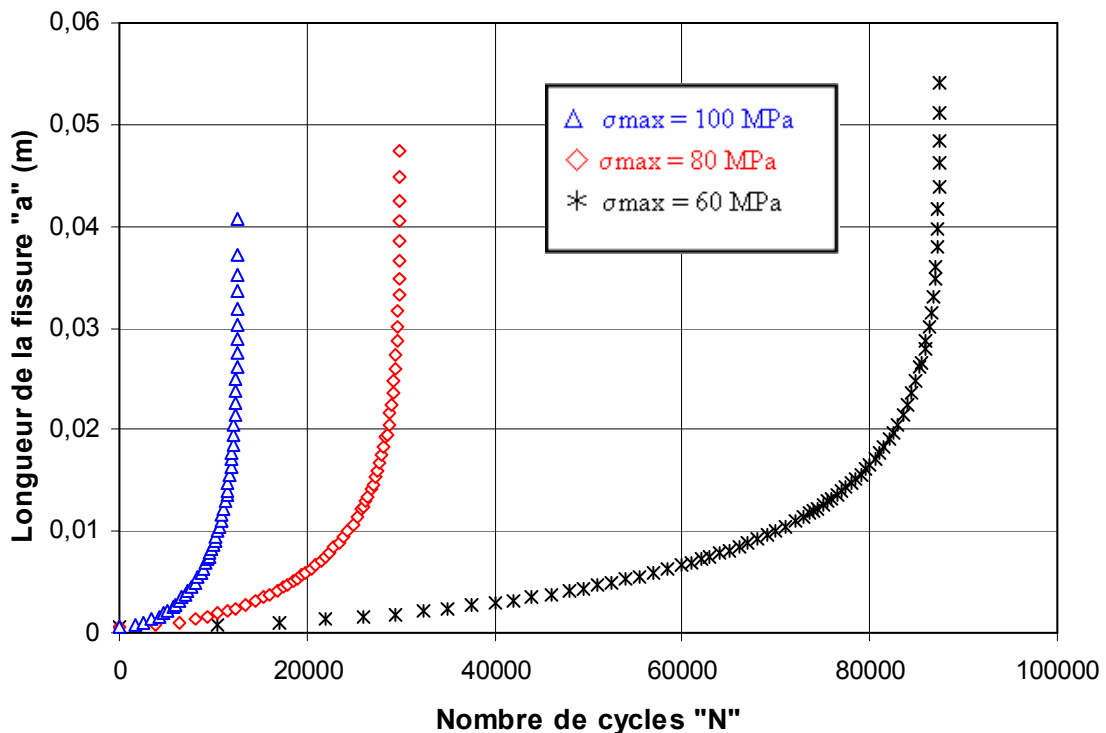


Figure 55. Effet de l'amplitude de chargement sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2024 T351 à $R=0.2$

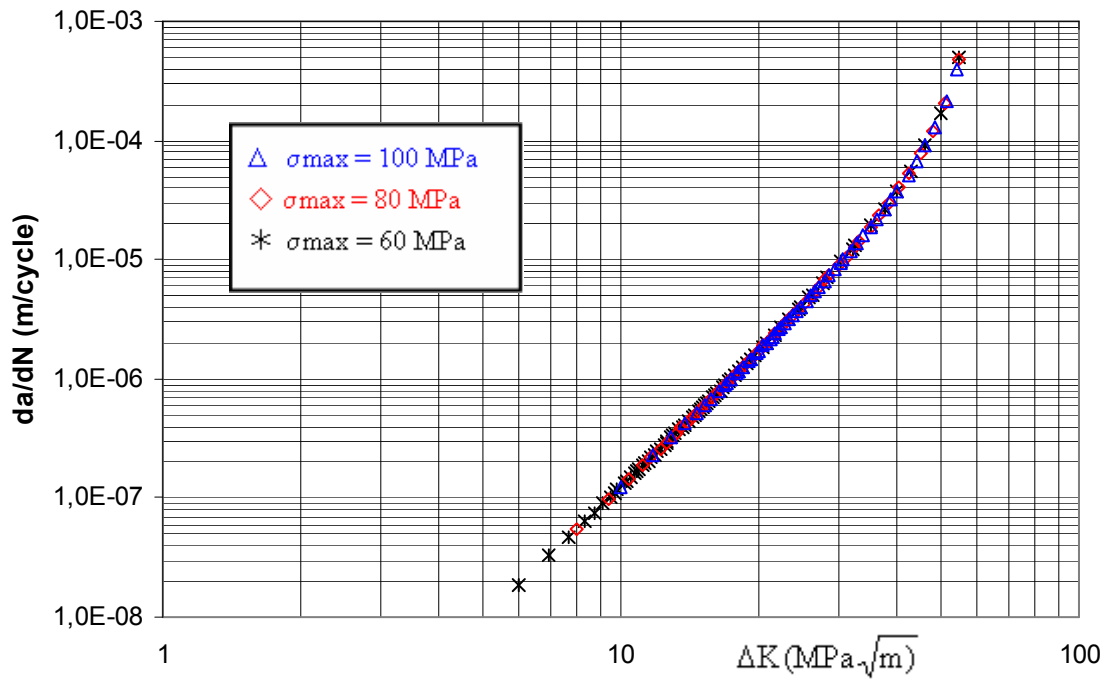


Figure 56. Effet de l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2024 T351 à R=0.2

II. PROPAGATION A AMPLITUDE VARIABLE

II.1. Effet d'une seule surcharge – niveau de surcharge

Une surcharge est caractérisée par le rapport de surcharge ORL permettant de créer une zone plastique instantané à la propagation de la fissure. Dans cette section on considère un spectre avec une seule surcharge montré sur la figure 44.a. On considère un niveau de surcharge ORL variant de 2.0 à 2.6.

La figure 57 représente l'effet d'une seule surcharge après 30000 cycles pour différents rapports de surcharge à $R=0.2$ sur la durée de vie pour 'alliage 2024 T351. On remarque que l'augmentation du rapport de surcharge a fait augmenter la durée de vie à la rupture. Cela est dû au retard causé par la surcharge. Cette surcharge a crée une zone plastique qui s'oppose à la propagation de la fissure supérieur à la zone plastique précédant la surcharge. La comparaison entre la durée de vie à amplitude constante et amplitude variable avec effet de surcharge a été mise évidence. Le retard pour un rapport de surcharge $ORL=2.0$ est très faible comparativement par rapport à $ORL=2.5$ et 2.6 . La durée de vie en fatigue a passé de 10^5 pour $ORL=2.0$ à 1.5×10^5 cycles et 2.7×10^5 respectivement pour $ORL=2.5$ et $ORL=2.6$. A $ORL=2.0$ le retard est évalué à 4200 cycles. A $ORL=2.5$, le retard est de 38500 cycles et à $ORL=2.6$, le retard est de l'ordre 170000 cycles et présentant plusieurs niveau de retards.

L'effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage d'aluminium 2219 T87 est montré par la figure 58. Le retard est faible comparativement par rapport à l'alliage 2024 T351 et est de l'ordre de 15000 cycles. Pour ce matériau, l'effet du niveau de surcharge ne présente pas un grand effet sur la durée de vie total en fatigue.

L'effet d'une seule surcharge sur le retard en fatigue des alliages 7075 T7351 et 7178 T7651 de la série 7000 est montré respectivement par les figures 59 et 60. On remarque que l'alliage présente le même comportement en fatigue que l'alliage 2024 T351 où l'effet de la surcharge à $ORL=2.0$ est faible. La durée du retard est très faible et est de l'ordre de 2300 cycles. Pour $ORL=2.5$ et $ORL=2.6$, le retard a

augmenté d'une façon considérablement et est respectivement de 20000 cycles et 35000 cycles. Le retard dû à une seule surcharge avec variation du niveau de surcharge pour l'alliage 7175 T7651 présente un palier de retard à débutant $N=29000$ cycles et est de 10000 cycles et un autre palier débutant à 90000 cycles et est évalué pour $ORL=2.0$; 2.5 et 2.6 respectivement à 4700, 12000 et 19000 cycles. La variation de la durée de vie en fatigue pour les différents alliages d'aluminium étudiés pour un même rapport de surcharge est présentée par la figure 61. Les résultats montrent que l'alliage 2024 T351 est sensible aux effets de surcharge comparativement par rapport aux alliages de la série 7000 qui présentent la même sensibilité aux surcharges. Par contre l'alliage de la série 2000, 2219 T87 présente une faible sensibilité.

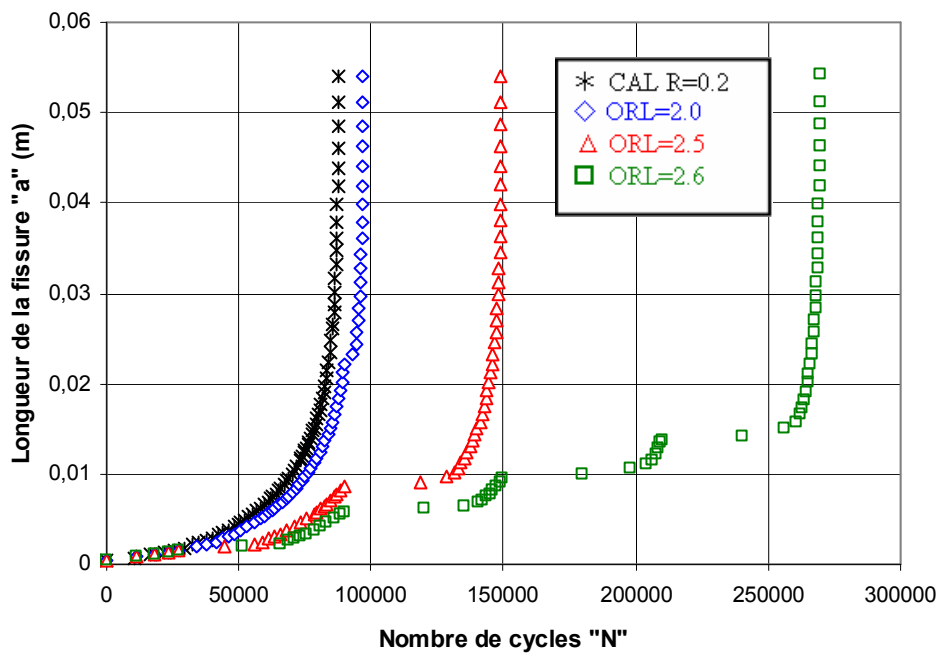


Figure 57. Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2024 T351.

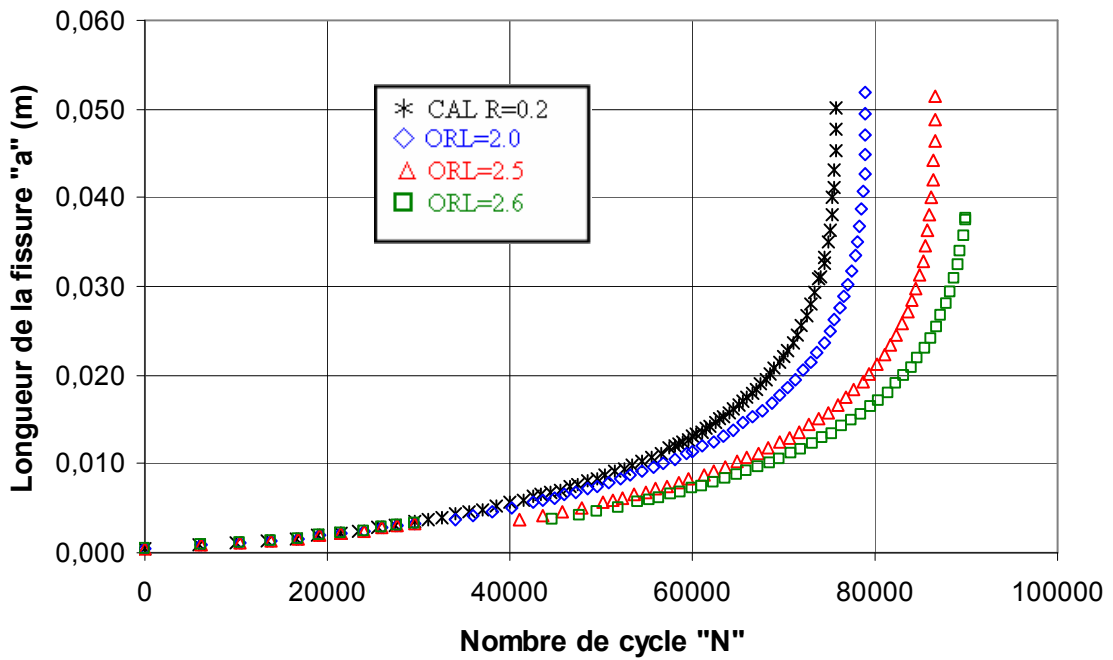


Figure 58. Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 2219 T87

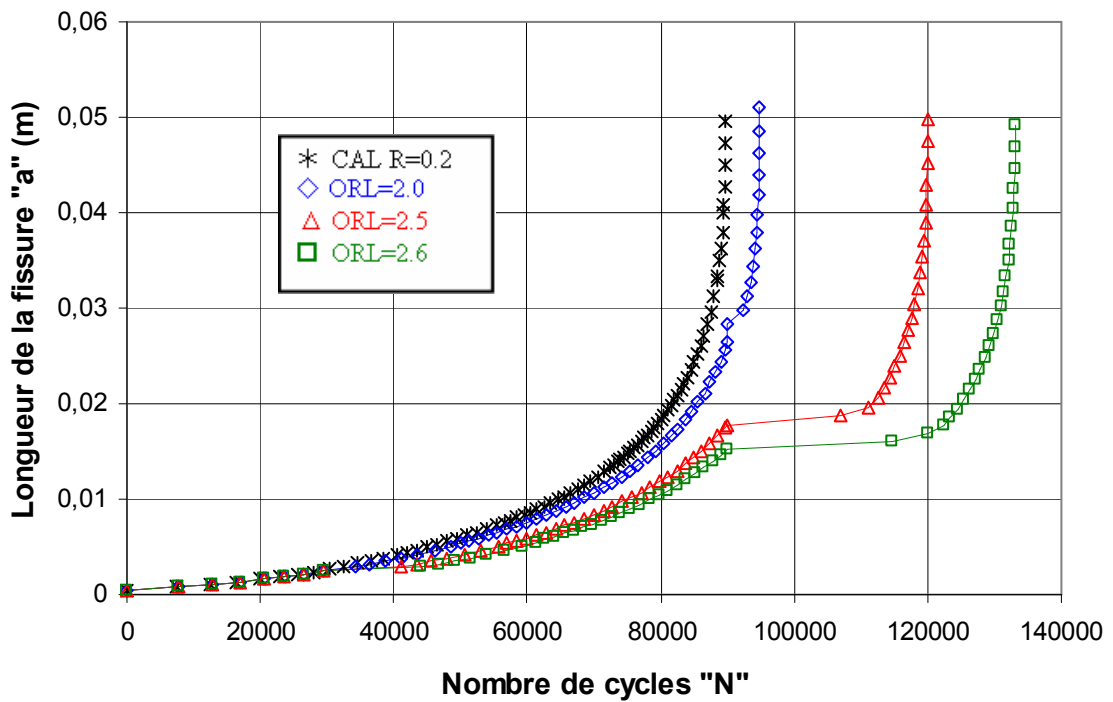


Figure 59. Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 7075 T7351

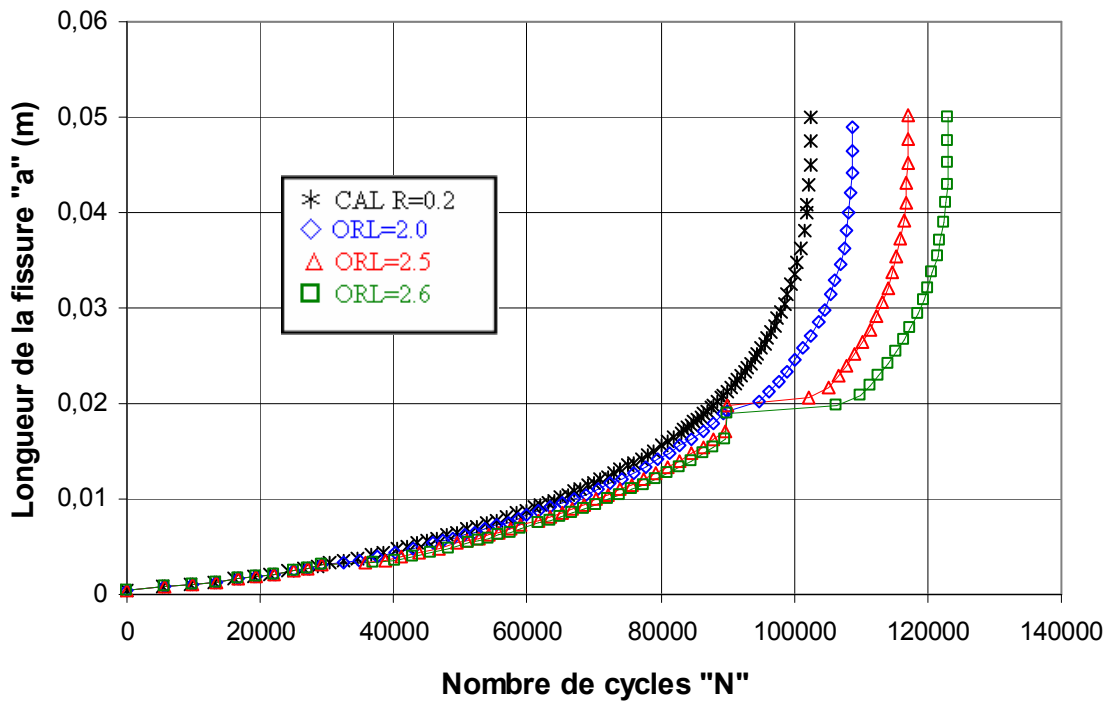


Figure 60. Effet d'une seule surcharge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage 7175 T7651.

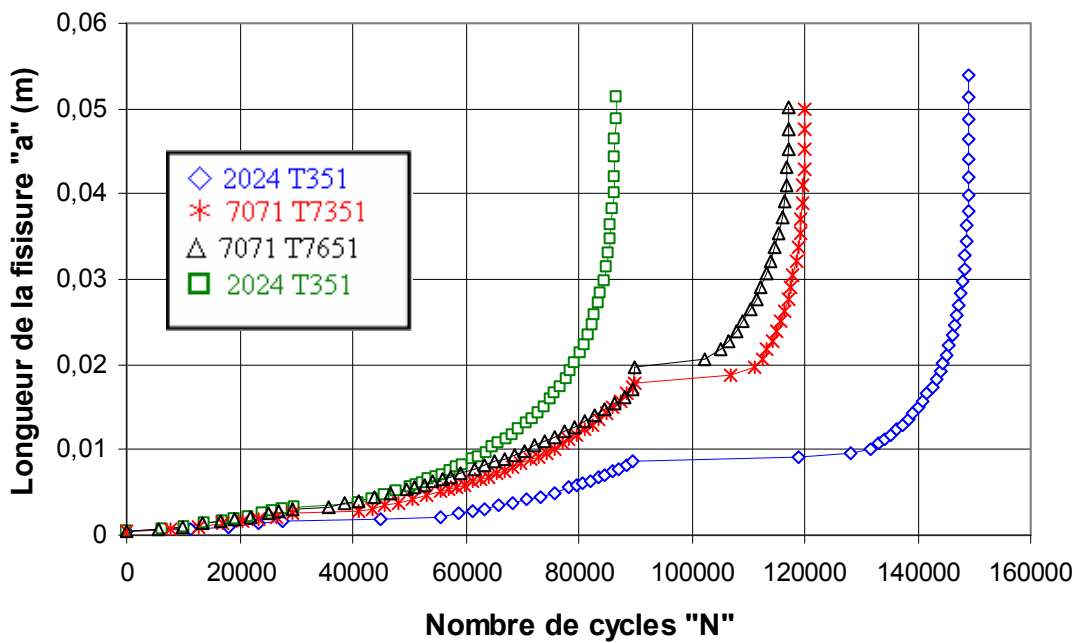


Figure 61. Comparaison du comportement en fatigue sous l'effet d'une surcharge à ORL=2.5 et R=0.2 des alliages d'aluminium de la série 2000 et 7000.

L'évolution des vitesses de fissurations sous l'effet d'application d'une seule surcharge pour les différents matériaux est montrée par les figures 62, 63, 64 et 65.

Les résultats obtenus de l'évolution de la vitesse de propagation montrent une diminution de la vitesse de fissuration pour les différents taux de surcharges (ORL=2.0 ; 2.5 et 2.6). La figure 62 montre l'effet du taux de surcharge sur la variation de la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2024 T351. Au début de la fissuration et sur une longueur de 12 mm on remarque un retard immédiat où la vitesse de fissuration diminue juste après l'application de la surcharge. Au-delà de 12 mm, un retard différé s'est manifesté pour un taux de surcharge de ORL=2.6 et à 21 mm pour un taux de surcharge de 2.0. Au premier retard, la vitesse a passé de 1×10^{-7} m/cycles à 1.5×10^{-8} .

Au point d'application de la surcharge, on remarque un retard immédiat pour l'alliage d'aluminium 2218 T87. La vitesse a diminué de 1.73×10^{-7} à 9.9×10^{-8} m/cycle. Pour l'alliage 7075 T7351, un faible effet du taux de surcharge s'est manifesté à une longueur de fissure de 3.3 mm. La diminution de la vitesse n'est pas significative. Pour des longueurs importantes, on remarque un retard différé pour les taux de surcharge 2.0 ; 2.5 et 2.6. A ORL=2.5, la vitesse a passé de 6.06×10^{-7} à 1.15×10^{-4} m/cycle et diminuée à une vitesse minimale de 2.2×10^{-7} puis reprend la vitesse de propagation à amplitude constante.

L'effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 7174 T7651 est montré par la figure 65. Le même effet est remarqué pour les faibles longueurs que l'alliage 7075 T7351, par contre pour des longueurs de fissure importante, on remarque un retard immédiat pour ORL=2.5 et 2.6. A ces longueurs le taux de surcharge présente une accélération de la vitesse de fissuration.

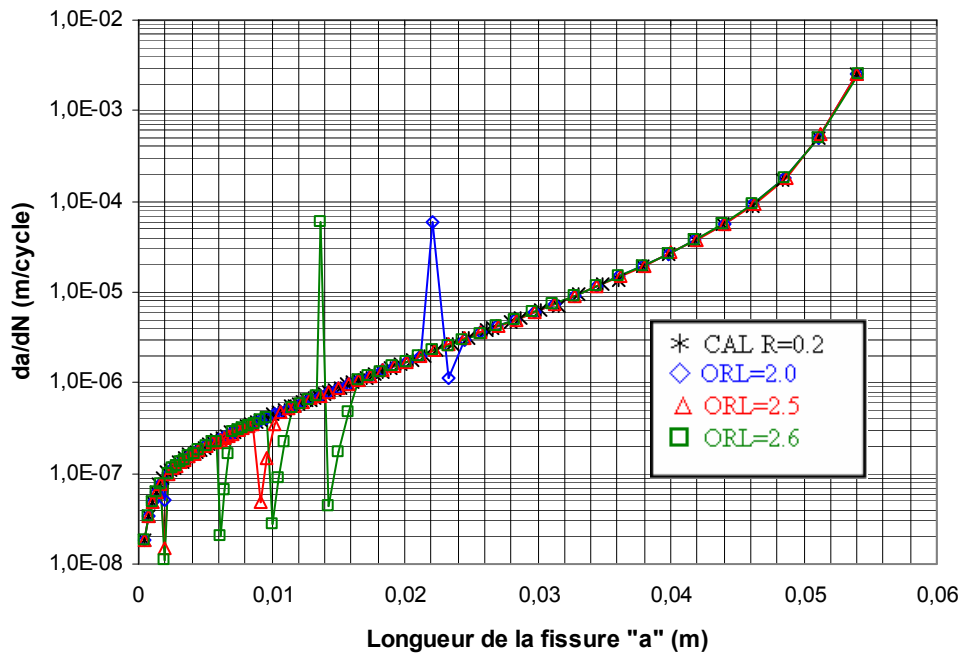


Figure 62. Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration du 2024 T351

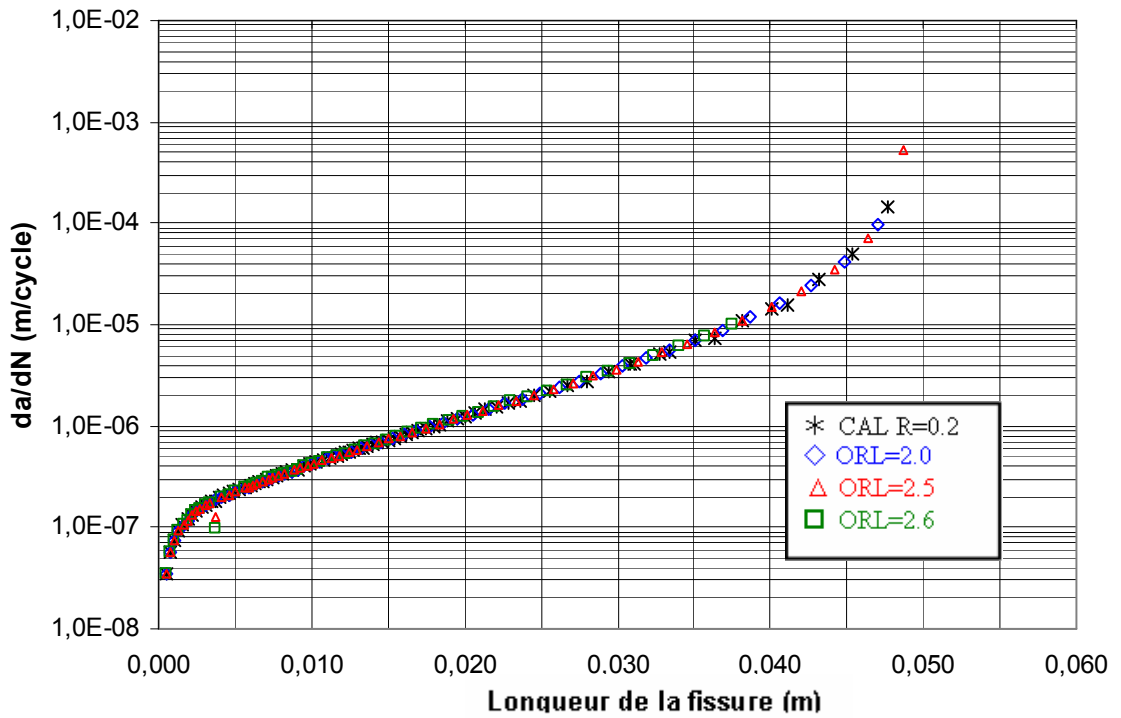


Figure 63. Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration du 2219 T87

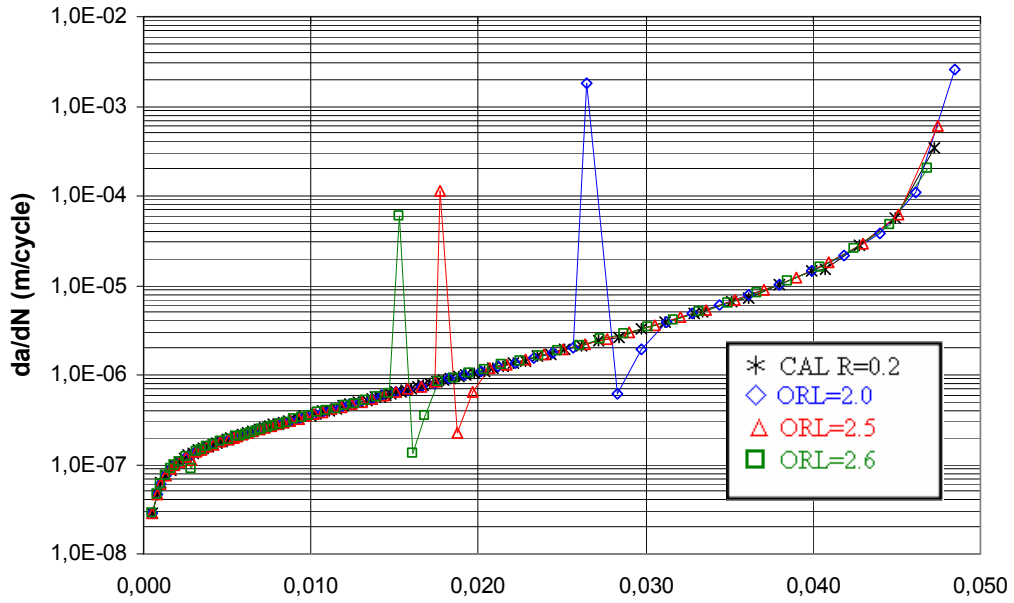


Figure 64. Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration du 7071 T7351

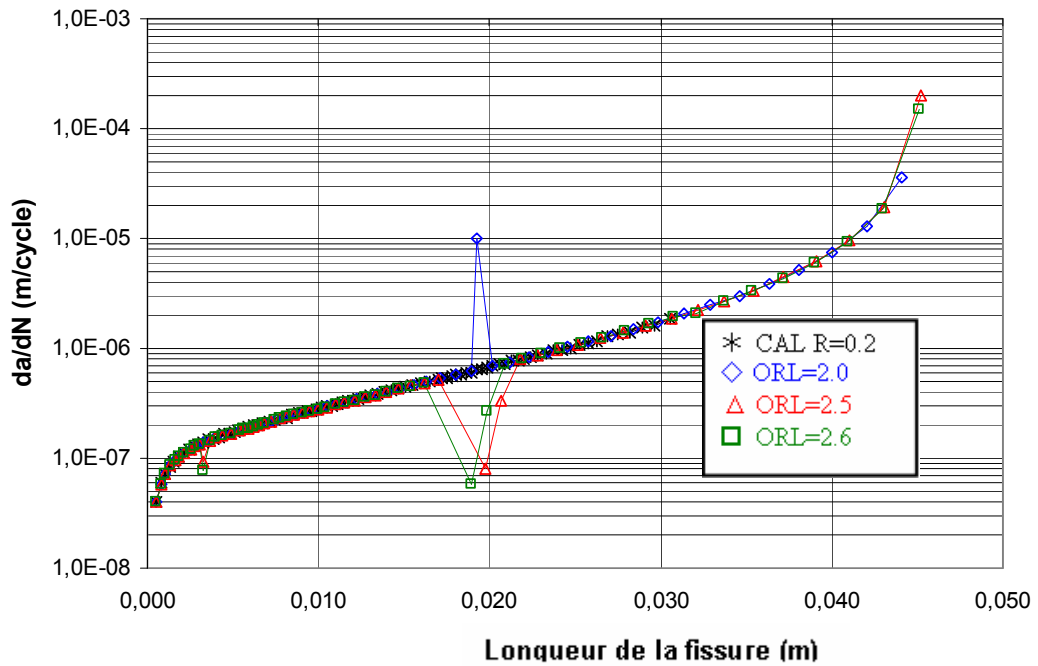


Figure 65. Effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration du 7174 T7651

II.2. Effet des bandes de surcharge

Un paramètre de surcharge qui peut influé le comportement en fatigue (fissuration) est la largeur du bloc de surcharge montré sur les figures 44b et 44c où la surcharge est caractérisé par une largeur «q». L'effet de la largeur du bloc de surcharge pour un taux ORL=2.0 sur la durée de vie est montré sur la figure 66. On remarque du spectre montré par la figure 44b, les durées de vie ont diminué pour une largeur de bande q de 1000 et 5000 comparativement par rapport à q=1 et q=100 et au chargement à amplitude constante. L'application de ce type de spectre favorise l'augmentation de la vitesse de fissuration (figure 67).

A une bande de q=100, une accélération momentanée où la vitesse a passé de 5.6×10^{-8} à 1.6×10^{-6} pour rejoindre immédiatement la vitesse de fissuration pour un chargement à amplitude constante à R=0.2. Pour q=1000 et q=5000, les vitesses de fissuration au début de l'application de la bande du spectre, la vitesse atteinte est de 1.6×10^{-6} m/cycle et continue à augmenter jusqu'à la vitesse de rupture.

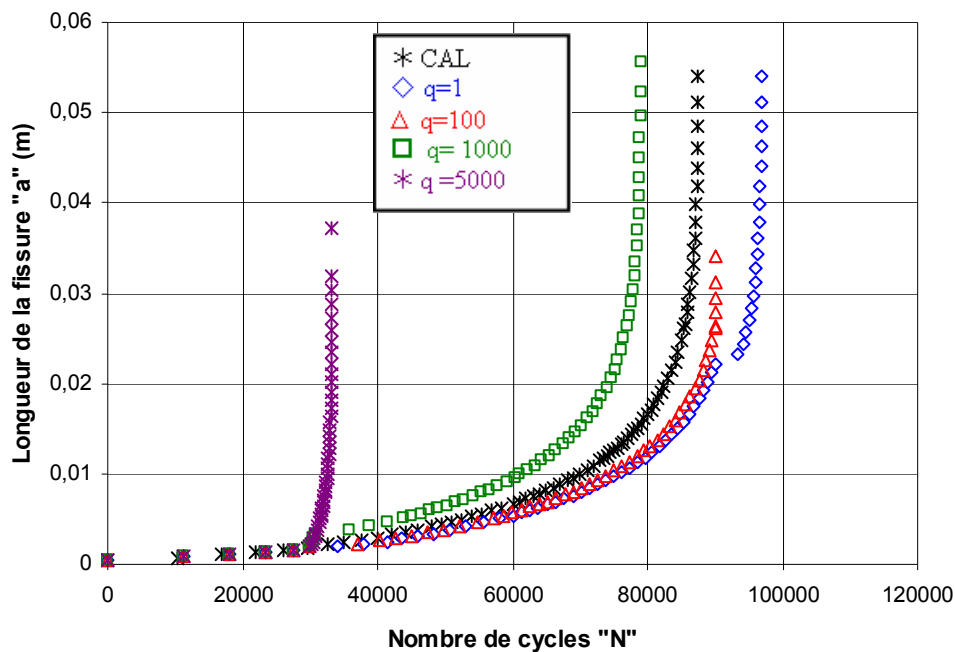


Figure 66. Effet d'une bande de surcharge sur la durée de vie du 2024 T351

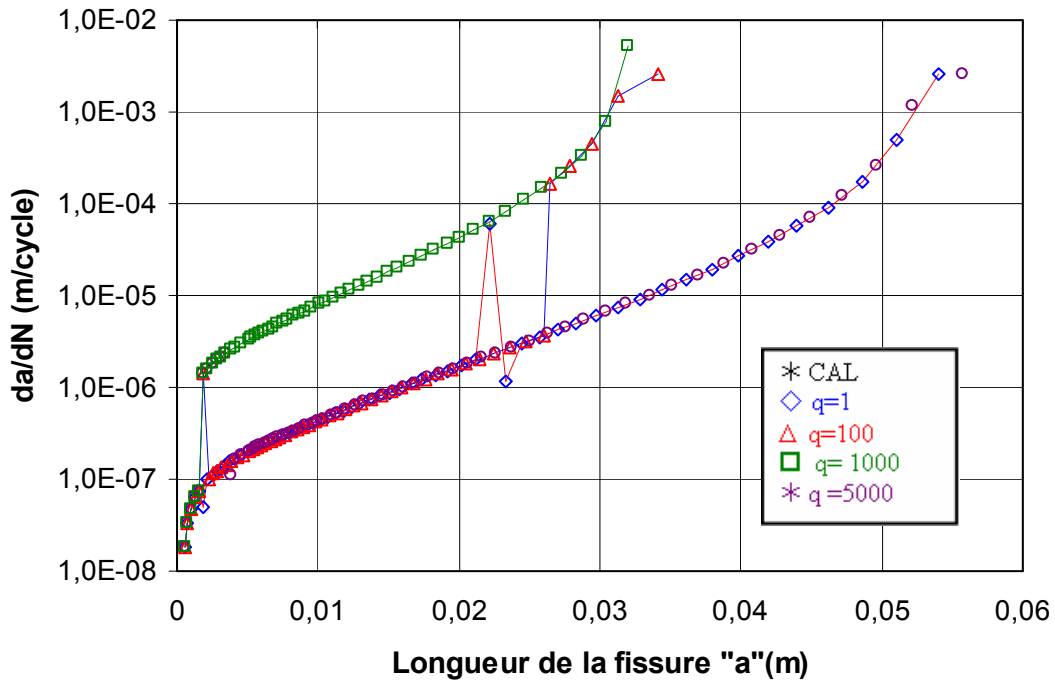


Figure 67. Effet d'une bande de surcharge sur la vitesse de fissuration du 2024T351

II.3. Effet des bandes de surcharge à R variable

L'effet du rapport de charge de la bande de surcharge sur la durée de vie en fatigue est montré par la figure 68 pour l'alliage 2219 T87. La différence en durée n'est pas très importante. A $q=100$ et $R=0.2$, la durée de vie en rupture est de l'ordre de 78000 cycles pour une longueur de fissuration de 35 mm d'un côté. De l'autre côté, à $R=0.5$ pour la même longueur de bande de surcharge, la durée de vie est de 90000 cycles dont la longueur de fissuration est inférieure par rapport à $R=0.2$. La longueur atteinte est de 28 mm. A $q=1000$ et $R=0.5$, la durée de vie a diminué de 4000 cycles par rapport à $q=100$, ce qui présente un effet d'accélération. En terme de vitesse de fissuration et à $q=100$ et $R=0.5$ aucune variation de vitesses de fissuration n'est constatée. A $q=1000$ et $R=0.5$, la vitesse de fissuration a augmenté au point d'application de la bande de surcharge. Une vitesse de 1×10^{-6} m/cycles est atteinte.

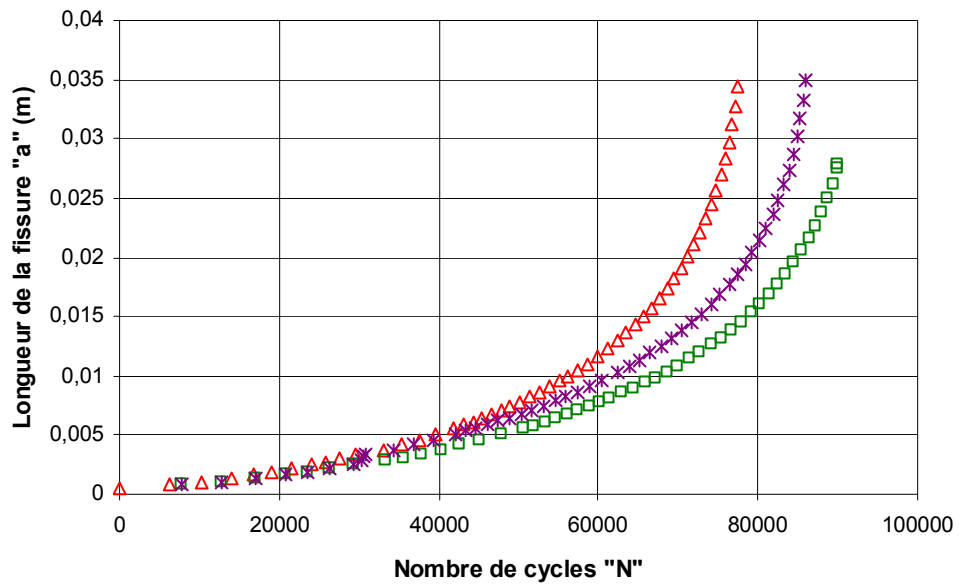


Figure 68. Effet d'une bande de surcharge sur la durée de vie en fatigue à R variable pour l'alliage 2219 T87

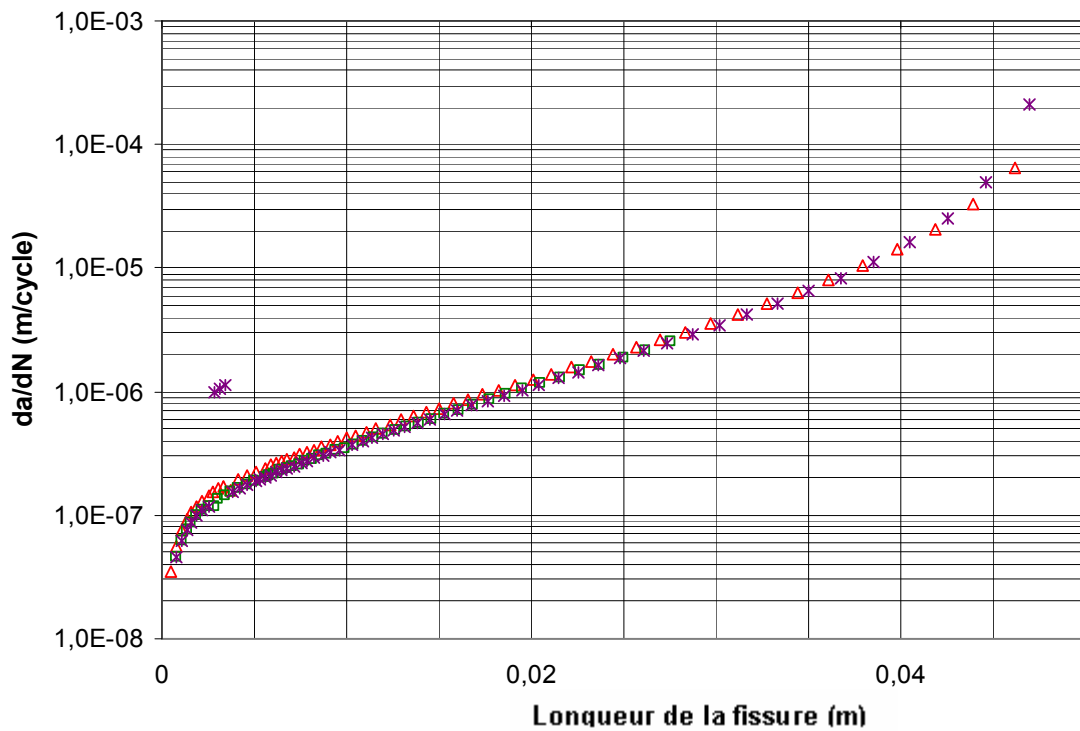


Figure 69. Effet d'une bande de surcharge sur la vitesse de fissuration à R variable pour l'alliage 2219 T87

CONCLUSION & PERSPECTIVES

Cette étude a été menée en vue de simuler la fissuration par fatigue des alliages d'aluminium des séries 2000 et 7000 pour des chargements à amplitudes constantes et à amplitudes variables. Le modèle de Willenborg généralisé a été appliqué afin de tenir compte des interactions du chargement variables. L'éprouvette SENT à entaille semi circulaire a été utilisée.

A un chargement constant, l'effet du rapport de charge et l'amplitude de chargement ont été mis en évidence. L'augmentation du rapport de charge a fait diminuer la durée de vie en fatigue et augmenter la vitesse de fissuration. La durée de vie en fatigue a été diminuée par l'augmentation de l'amplitude de chargement. L'effet sur la vitesse de fissuration a été constaté en débit de fissuration.

Les points essentiels qui ressortent de l'effet du chargement à amplitude variable se résument comme suites :

- ◆ L'effet d'une seule surcharge sous différent taux de surcharge a montré que l'augmentation du rapport de surcharge a fait augmenter la durée de vie en fatigue et diminué la vitesse de fissuration.
- ◆ La durée du retard dépend du taux de surcharge.
- ◆ Différents types de retards se sont manifestés sous l'application du spectre de chargement à une seule surcharge le long de la longueur de fissuration.
- ◆ La durée de vie est affectée par un spectre ayant une bande de surcharge où l'augmentation de la bande de surcharge a présenté un effet néfaste sur la durée de vie et la vitesse de fissuration.
- ◆ Pour une même bande de surcharge, son rapport de charge diminue la durée de vie et augmente la vitesse de fissuration

En perspective la présente étude peut faire l'objet d'études complémentaires :

- ◆ Evaluation des zones plastiques dues aux différentes formes de chargements appliqués.
- ◆ Etude des effets des traitements thermiques sur les vitesses de fissurations des alliages d'aluminium.
- ◆ Effets de chargements sur les mécanismes de retards à l'échelle macroscopique et microscopiques.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] W.A.J. Albert (1837), “Über treibseile am harz”. Archiv für Mineralogie, Geognosie. Bergbau und Hüttenkunde 10, pp 215-234.
- [2] W. Schutz (1996), “A history of fatigue”. Engineering Fracture Mechanics 54(2), pp 263-300.
- [3] P.J.E. Forsyth (1963), “Fatigue damage and crack growth in aluminium alloys”. Acta Metallurgica, 11(7), pp 703–715.
- [4] G.R Irwin (1957), “Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate” Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, pp361-364.
- [5] H.M. Westergaard (1939), “Bearing pressures and cracks”. Transactions ASME, Journal App. Mech., A 49.
- [6] P. C. Paris (1962), “The growth of cracks due to variations in load”. Dissertation, Lehigh University.
- [7] E.K Walker, (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.
- [8] Forman, R. G., 1972. “Study of fatigue crack initiation from flaws using fracture mechanics theory”. Engineering Fracture Mechanics. 4(2), pp. 333–345.
- [9] 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.
- [10] A.M.L. Adib, C.A.R.P. Baptista. “An exponential equation of fatigue crack growth in titanium”. Materials Science and Engineering A, 452-453, pp.321-325.
- [11] C.A.R.P. Baptista, A.M.L. Adib, M.A.S. Torres, V.A. Pastoukhov. “Describing fatigue crack growth and load ratio effects in Al 2524 T3 alloy with an enhanced exponential model”. Mechanics of Materials 51 (2012) 66–73.
- [12] Elber, W., 1970. “Fatigue crack closure under cyclic tension”. *Engineering Fracture Mechanics*, 2, pp. 37-45.
- [13] D. Kujawski, S. Dinda. “Correlation and prediction of fatigue crack growth for different R-ratios using K_{max} and ΔK^+ parameters. Eng. Fract. Mech. 71, 1779–1790, 2004.

- [14] W. Elber, (1971). "The significant of fatigue crack closure" . In: Damage tolerance in aircraft structures, ASTM STP 486. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, pp. 230-242.
- [15] R.G Forman, S.R Mettu (1992). "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.
- [16] Newman, J.C., (1984), "A crack opening stress equation for fatigue crack growth". International Journal of Fracture, 24(3), R131–135.
- [17] 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.
- [18] D. Kujawski (2001) "Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminum alloys". International Journal of Fatigue 23, pp 95-102.
- [19] 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.
- [20] Y. P. Srivastava,S. B. L. Garg. "Influence of R on effective stress range ratio and crack growth". Engng Fractur Mech. 22, 915-926, 1985.
- [21] K. Donald, P.C. Paris (1999). "An evaluation of ΔK_{eff} estimation procedures on 6061 T6 and 2024 T3 Al-alloys". International Journal of fatigue, 21, pp S47-S57.
- [22] C. M. Hudson, J. T. Scardina (1969). "Effect of stress ratio on fatigue-crack growth in 7075t6 aluminum-alloy sheet". Engineering Fracture Mechanics, 1, pp. 429-446.
- [23] J.C. Newman, X.R. Wu, S.L. Venneri, G.G. Li, Small-crack effects on high strength aluminum alloys, Report No. A, NASA/CAE Cooperative Program, NASA Reference Publication 1309, 1994.
- [24] N. Singh, R. Khelawan, G.N. Mathur (2001). "Effect of stress ratio and frequency on fatigue crack growth rate of 2618 aluminium alloy silicon carbide metal matrix composite". Bull. Mater. Sci., Vol. 24, No. 2, pp. 169–171.
- [25] J. Schijve, (1973). "Fatigue crack propagation and the stress intensity factor". Faculty of Aerospace Engineering, Delft, Memorandum M-191 (1973).
- [26] E.U. Lee, G. Glinka, A.K. Vasudevan, N. Iyyer, N.D. Phan. (2009). International Journal of Fatigue 31, pp 1858-1864, (2009).

-
-
- [27] Zizi Lu, Yongming Liu. (2012). “A comparative study between a small time scale model and the two driving force model for fatigue analysis”. *International Journal of Fatigue* 42, pp 57–70.
- [28] J. Schijve, “Some formulas for the crack opening stress level”, *Engng. Fract. Mech.*, 14, pp 461-465, 1981.
- [29] M. Benguediab. “Etude de la propagation des fissures de fatigue sous spectres de chargement réduits”, Thèse de Doctorat d’Etat, Université de Poitiers, 1989.
- [30] M. Katcher, M. Kaplan. “Effect of R-factor and crack closure on fatigue crack growth for aluminium and titanium alloys”. *ASTM STP 559*, 264-282, 1974.
- [31] R. Kumar, S.B.L. Garg. “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, 1988.
- [32] S. Chand, S. B. L. Garg. “Crack propagation under constant amplitude loading”. *Engng Fracture Mech.* 21, 1-30, 1985.
- [33] J. Petit. “Theoretical concepts and numerical analysis of fatigue”, Birmingham, 1992.
- [34] F.J. McMaster, D.J. Smith. “Predictions of fatigue crack growth in aluminum alloy 2024 T351 using constraint factors”, *International Journal of Fatigue*, 23: S93–S101, 2001.
- [35] J.C Newman Jr, J.J. Ruschau (2007). “The stress-level effect on fatigue crack growth under constant amplitude loading”. *International Journal of Fatigue* 29, pp 1608-1615.
- [36] G. Maymon (2005). “A unified and a $(\Delta K^+ K_{max})^{1/2}$ crack growth models for aluminum 2024 T351. *International Journal of Fatigue* 27, pp 629–638.
- [37] M. Benachour, A. Hadjoui, M. Benguediab, N. Benachour (2010). “Effect of the amplitude loading on fatigue crack growth”. *Procedia Engineering* 2 (2010) 121–127.
- [38] N. Ranganathan, I. Petit, B. Bouchet. (1979). “A contribution to the study of fatigue crack retardation in vacuum”. *Engineering Fracture Mechanics*, Volume 11, Issue 4, 1979, Pages 775-789.
- [39] 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.
- [40] S. Suresh, R.O. Ritchie (1981). “On the influence of fatigue underload on cyclic crack growth at low stress intensities”. *Materials Sciences and Engineering*, 51, pp 61-69.
- [41] Ö Vardar, N. Yildirim (1990). “Crack growth retardation due to intermitent overload”. *International Journal of Fatigue* 12(4), pp 283-287.
- [42] X.P. Huang, J.B. Zhang, W.C. Cui, J.X. Leng (2005). “Fatigue crack growth with overload under spectrum loading”. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 44 (2005) 105–115.

- [43] R.H. Christensen, *Fatigue crack, fatigue damage and their directions*, Metal Fatigue, McGraw-Hill, New York, 1959.
- [44] Hudson, C.M. and Hardrath, H.F., *NASA Tech. Note D-1803*, National Aeronautics and Space Administration, 1963.
- [45] N.A. Fleck (1985). "Fatigue crack growth due to periodic underloads and overloads". *Acta Metall.* 1985, Vol. 33, pp. 1339-1354.
- [46] N.A. Fleck (1988). "Influence of stress state on crack growth retardation". *Basic Questions on Fatigue*, Vol. 1, ASTM STP 924, pp. 157-183.
- [47] V. Tvergaard (2005). "Overload effects in fatigue crack growth by crack-tip blunting". *International Journal of Fatigue* 27 (2005) 1389–1397
- [48] V. Tvergaard (2006). "Effect of underloads or overloads in fatigue crack growth by crack-tip blunting". *Engineering Fracture Mechanics* 73, pp 869–879.
- [49] C.M. Ward-Close, A.F. Bloms, R.O. Ritchie (1989) "Mechanisms associated with transient fatigue crack growth under variable-amplitude loading: an experimental and numerical study". *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 32, No. 4, pp. 613-638, 1989
- [50] J. Schijve, D. Broek, "The result of a test programme based on a gust spectrum with variable amplitude loading". *Aircraft Engineering*, 34, pp 314-316.
- [51] 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 aluminium alloy". *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 153-154, pp 945–951.
- [52] L.P. Borrego, J.M. Ferreira, J.M. Pinho da Cruz (2003). "Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and closure". *Engineering Fracture Mechanics* 70(11), pp 1379–1397.
- [53] A.J. McEvily, S. Ishihara (2002). "On the development of crack closure at high R levels after an overload". *Fatigue Fracture Engineering Materials and Structures* 25(11), pp 993–998.
- [54] F. Ellyin, F. Ozah (2007). "The effect of material model in describing mechanism of plasticity-induced crack closure under variable cyclic loading". *International Journal of Fracture* 143, pp 15-33.
- [55] J.E. LaRue, S.R. Daniewicz (2007). "Predicting the effect of residual stress on fatigue crack growth". *International Journal of Fatigue* 29, pp 508-515.
- [56] A. Bacila, X. Decoopman, G. Mesmacque, M. Voda, V.A. Serban (2007). "Study of underload effects on the delay induced by an overload in fatigue crack propagation". *International Journal of Fatigue* 29, pp 1781–1787.

- [57] O.E. Wheeler, Spectrum loading and crack growth, *Journal of Basic Engineering*, 1972 Vol. 94, pp. 181-186.
- [58] J. Willenborg, R.M. Engle, H.A. Wood, A crack growth retardation model using an effective stress concept, Report # AFFDL-TR71-1, Air Force Flight Dynamic Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, USA, 1971.
- [59] J.C Newman (1982). "Prediction of fatigue crack growth under variable amplitude and spectrum loading using a closure model". ASTM STP 761, American Society for testing and materials, Philadelphia, pp. 255-277, 1982.
- [60] M. Benguediab (1989). "Etude la propagations des fissures de fatigue sous spectres de chargement réduits". Thèse de doctorat, Université de Poitiers, France.
- [61] R.E. Jones (1973). "Fatigue crack growth retardation after single-cycle peak overload in ti-6ai-4v titanium alloy". *Engineering Fracture Mechanics* 5, pp 585-604.
- [62] N. Ranganathan (1985). Thèse de doctorat, Université de Poitiers, France.
- [63] J.P. Gallagher, T.F. Hughes (1974). Influence of yield strength on overload affected by fatigue crack growth behavior in 4340 steel. AFFDL-TR-74-27. Air Force Flight Dynamics Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, OH.
- [64] J.A. Harter (2006) "*AFGROW users guide and technical manual: AFGROW for Windows 2K/XP*". Version 4.0011.14, Air Force Research Laboratory.
- [65] A.T. Kermanidis, Sp.G. Pantelakis (2011). "Prediction of crack growth following a single overload in aluminium alloy with sheet and plate microstructure". *Engineering Fracture Mechanics*, 78, pp 2325–2337.
- [66] C.M. Ward-Close, A.F. Blom, R.O. Ritchie (1989). "Mechanisms associated with transient fatigue crack growth under variable-amplitude loading: an experimental and numerical study". *Engineering Fracture Mechanics*, 32, pp 613–38.
- [67] Ch. Bichler, R. Pippan (2007). "Effect of single overloads in ductile metals: a reconsideration", *Engineering Fracture Mechanics*, 74, pp 1344–1359.
- [68] L.P. Borrego, J.M. Ferreira, J.M. Pinho da Cruz, J.M. Costa (2003). "Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and closure". *Engineering Fracture Mechanics*, 70, pp 1379-1397.,
- [69] D.M. Corbley, P.F. Packman (1973). "On the influence of single and multiple peak overloads on fatigue crack propagation in 7075 T6511 Al". *Engineering Fracture Mechanics*. 5. pp. 479-497.
- [70] C. Bathias, M. Vancon (1978). "Mechanisms of overload effect on fatigue crack propagation in aluminium". *Engineering Fracture Mechanics*, 10, pp 409-424.

- [71] S. Matsuoka, K. Tanaka (1978). "Delayed retardation phenomenon of fatigue crack growth resulting from a single application of overload". *Engineering Fracture Mechanics*, 10, pp. 515-525.
- [72] S. Matsuoka, K. Tanaka, M. Kahawara (1976). "The retardation phenomenon of fatigue crack growth in HT80 steel". *Engineering Fracture Mechanics*, 8/3, pp 507-523.
- [73] C. Robin, R.M. Pelloux (1980). "Fatigue crack growth retardation in an aluminum alloy". *Materials Science and Engineering*, 44, pp 115–120.
- [74] G.A. Harmain (2010). "A model for predicting the retardation effect following a single overload". *Theor. Appl. Fract. Mech.*, 53, pp 80-88.
- [75] G.M. Crandall, B.M. Hillberry (1977). "Effect of stress level on fatigue crack delay behavior". *Proceeding Factice, ICF 4, Waterloo, Canada. Vol. 2*, pp 1009-1015.
- [76] B.B. Verma, R.K. Pandey (1999). "The effects of loading variables on overload induced fatigue crack growth retardation parameters". *Journal of Materials Science* 34, pp 4867-4871.
- [77] R. Kumar S. B. L. Garg (1989). "Effect of single and intermediate tensile overload cycles on effective stress range ratio in 6063-T6 Al-Alloy". *International Journal of Pressure Vessels & Piping* 36, pp 257-268.
- [78] R. Kumar, S. B. L. Garg (1989). "Effect of periodic bands of overloads on crack closure". *International Journal of Pressure Vessels & Piping* 38, pp 27-37.
- [79] R. Bao, X. Zhang (2010). "Fatigue crack growth behavior and life prediction for 2324-T39 and 7050-T7451 aluminium alloys under truncated load spectra". *International Journal of Fatigue* 32, pp 1180-1189.
- [80] J.M. Potter (1973). "The effect of interaction and sequence on the fatigue behavior of notched coupons". *ASTM special Technical Publication* 519, pp 109-132.
- [81] J.A.Harter (2006). "AFGROW user guide and technical manual: AFGROW for windows 2K/XP" Version 4.0011.14, Airforce Research laboratory.2006.
- [82] J.C Newman, "predicting failure of specimens with either surface crack or comer crack at holes". TND-8244, NASA Langley research center, 1976.

SOMMAIRE

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

CHAPITRE I: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I. INTRODUCTION.....	3
----------------------	---

II. APPROCHE GLOBALE DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE.....	5
---	---

2.1. FACTEURS D'INTENSITE DE CONTRAINTES K ET MODE DE RUPTURE.....	5
2.2. CHAMP DE CONTRAINTES AU NIVEAU DE LA POINTE DE LA FISSURE.....	6
2.3. ZONE PLASTIQUE AU NIVEAU DE LA POINTE DE LA FISSURE.....	7

III. DOMAINES DE FISSURATION	8
------------------------------------	---

3.1. INTRODUCTION :.....	8
3.2. PARAMETRES INFLUENÇANT LA FISSURATION PAR FATIGUE	12

IV. LOIS DE FISSURATION	13
-------------------------------	----

4.1 INTRODUCTION	13
4.2. MODELE DE PROPAGATION A AMPLITUDE CONSTANTE	13
a. <i>Modèle de Paris</i>	13
b. <i>Modèle de Walker</i>	14
c. <i>Modèle de Forman</i>	15
d. <i>Modèle de Baptista</i>	15
e. <i>Modèle d'Elber basé sur la fermeture de la fissure</i>	16
f. <i>Modèle de Forman</i>	17
4.3. EFFET DU RAPPORT DE CHARGE ET FERMETURE DE FISSURE	17
4.4. EFFET DE L'AMPLITUDE DE CHARGEMENT	29
4.5. MECANISMES DUES AUX CHARGEMENTS CYCLIQUES A AMPLITUDES VARIABLES	30
a. <i>Emoussement à la pointe de la fissure</i>	31
b. <i>Contraintes résiduelles induite autour de la pointe de la fissure</i>	32
c. <i>Interaction associée à la plasticité au niveau de la pointe de la fissure</i>	33
d. <i>Fermeture de fissure induite par plasticité</i>	33
4.6 PROPAGATION DES FISSURES DE FATIGUE A AMPLITUDE VARIABLE.....	34
a. <i>Définition du phénomène du retard</i>	34
b. <i>Effet de retard dus à l'application d'une surcharge</i>	35
c. <i>Modèles de propagation à effet de surcharges</i>	38
c.1. <i>Modèle de Wheeler</i>	38
c.2 <i>Modèle de Willenborg</i>	39
c.3 <i>Modèle de Willenborg Généralisé</i>	40
4.7 REVUE SUR LES EFFETS DE SURCHARGE.....	42
a. <i>Effet d'une seule surcharge</i> :	42
b. <i>Effet du rapport de surcharge</i>	46
c. <i>Effet des bandes de surcharge et spectres variables</i>	48

CHAPITRE II: MATERIAUX & PARAMETRES DE PROPAGATION

INTRODUCTION.....	51
I. PRESENTATION DU CODE.....	51
II. COMPORTEMENT EN FATIGUE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM... 53	
2.1. MATERIAUX, MODELE GEOMETRIQUE & PARAMETRES DE PROPAGATIONS.....	53
2.2. SPECTRES DE CHARGEMENTS CYCLIQUES	56

CHAPITRE III: RESULTATS & DISCUSSION

INTRODUCTION.....	58
I. PROPAGATION A AMPLITUDE CONSTANTE	58
I.1. EFFET DE RAPPORT DE CHARGE	58
I.2. EFFET DE 'AMPLITUDE DE CHARGEMENT.....	66
II. PROPAGATION A AMPLITUDE VARIABLE	68
II.1. EFFET D'UNE SEULE SURCHARGE – NIVEAU DE SURCHARGE	68
II.2. EFFET DES BANDES DE SURCHARGE	75
II.3. EFFET DES BANDES DE SURCHARGE A R VARIABLE	76
CONCLUSION & PERSPECTIVES	78
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	80