



**FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE**

**Projet de fin d'étude pour l'obtention du diplôme de master
En Génie Mécanique**

Option

Ingénierie des systèmes mécaniques productives

THÈME

***Etat de l'art sur le comportement en fissuration par
fatigue des alliages d'aluminium a durcissement
structural***

Présenté par

Bekkar Baghdad

Devant le jury:

Président	Sebaa Fethi	UABB Tlemcen
Encadreur	Benachour Mustapha	UABB Tlemcen
Co-Encadreur	Hadjoui Fethi	UABB Tlemcen
Examineur	Khouane Meftah	UABB Tlemcen
Examineur	Mangouchi Ahmed	UABB Tlemcen

Année universitaire 2013-2014

REMERCIEMENTS

Je remercie ALLAH de m'avoir donnée la patience de mener à terme ce présent travail.

Je remercie également **ma famille surtout mes parents.**

Je tiens à remercier vivement le Mr BENACHOUR Mustapha et Mr HADJOUI Fethi pour m'avoir encadré tout le long de mon travail, et les membres de jury d'avoir d'évaluer ce travail.

Je remercie aussi tous les enseignants, et enfin a tous mes camarades.

Dédicace

Arrivé au terme de mes études, j'ai le grand plaisir de dédier ce travail :

A mes chers parents

A ma famille, mes frères, et sœurs .

A tous les membres de ma grande famille.

A tous mes amis et mes collègues.

Et enfin à tous ceux qui m'ont aidé près ou de loin.

RESUME

L'effet du rapport de charge et l'état du traitement thermique sur la propagation d'une fissure de fatigue, ont été mise en évidence sur les alliages d'aluminium des séries 2000 – 6000 – 7000.

Le but général de ce travail est de :

- présenté un état de l'art sur les effets des paramètres de chargement sur la propagation de fissure de fatigue, et leur influence sur la vitesse de fissuration, et la durée de vie en fatigue. Généralement, la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue est décrite par l'évolution de da/dN (mm/cycle) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK (MPa.m^{0.5}). Cette description met en évidence trois stades : **stade I** (initiation de la fissure), **stade II** (propagation stable de la fissure) et **stade III** (propagation rapide de la fissure).
- Montrer l'effet de l'état du traitement thermique sur le comportement des alliages d'aluminium et leur influence sur la durée de vie en fatigue et la vitesse de fissuration.

ABSTRACT

The effect of the report of load and the state of the heat treatment on the distribution of a crack of fatigue, were high lighted on the alloys of aluminum of the series 2000 - 6000 - 7000.

The general purpose of this work is:

To study the effects of the parameters of load on the distribution of crack of fatigue, and influences them on the speed of fissuring, and the life in fatigue. Generally, the speed of propagation of a crack of fatigue is described by the evolution of da / dN (mm / cycle) according to the amplitude of the factor of intensity of constraint ΔK (MPa.m^{0.5}). This description high lights three stages:

Stage I (initiation of the crack), **stage II** (stable distribution of the crack) and **stage III** (fast distribution of the crack).

The effect of the heat treatment on the behavior of the alloys of aluminum and their influence on the life in fatigue and what the heat treatments improves the mechanical characteristics of alloys, and improves of the tenacity, and what alloy it has its property and its domain of use.

Sommaire

INTRODUCTION GENERALE.....	1
CHAPITRE I: Mécanique de la rupture et introduction a la fatigue des matériaux	
I. 1.Mécanique de la rupture.....	2
I. 1 .1La distribution des contraintes a lapointe de la fissure en Mode I.....	3
I. 1 .2.Mécaniquelinéaire, et non linéaire de la rupture.....	4
I. 1 .3. Zone plastique au niveau de la pointe de la fissure.....	7
I. 2. Phénomène de la fatigue.....	8
I. 2.1.Propagation d'une fissure sous chargement constant.....	10
I. 2.2.Modèles de propagation d'une fissure de fatigue.....	12
CHAPITRE II :Etude bibliographie sur les effets de chargement	
II.1.Paramètres affectant le comportement en fatigue.....	16
II.2.Modèles de propagation d'une fissure.....	18
II.2.1.Propagationa amplitude constante.....	18
II.3. Les alliages d'aluminiums.....	21
II.3.1. Constitution des alliages d'aluminium.....	21
II.3.2.Principales familles d'alliages d'aluminiums corroyés.....	24
II.3.3.Ténacité.....	24
II.3.4. Fissuration.....	28
CHAPITRE III. Etat de l'art sur la fissuration des alliages d'aluminiums	
 .1. Propagation des fissures dans les alliages de la série 2000.....	29
 .2. Propagation des fissures dans les alliages de la série 6000.....	36

III.3. Propagation des fissures dans les alliages de la série 7000.....	46
--	-----------

CHAPITRE IV: Synthèse

IV.1.L'effet du rapport de charge.....	53
---	-----------

a/ Série 2000.....	53
---------------------------	-----------

b/ Série 6000.....	55
---------------------------	-----------

c/ Série 7000.....	57
---------------------------	-----------

IV.2. L'effet du traitement thermique.....	59
---	-----------

a/ Série 2000.....	60
---------------------------	-----------

b/ Série 6000.....	61
---------------------------	-----------

c/ Série 7000.....	62
---------------------------	-----------

Comparaison.....	62
-------------------------	-----------

CONCLUSION GENERALE.....	65
---------------------------------	-----------

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE.....	66
--	-----------

Liste des figures

Figure 1	Modes de rupture	1
Figure 2	Etat de contrainte au niveau de la pointe de la fissure	2
Figure 3	Rupture fragile	4
Figure 4	Rupture ductile	5
Figure 5	Zone délimitant le voisinage d'une pointe de fissure	6
Figure 6	Sollicitation de chargement par fatigue	8
Figure 7	Passage de propagation stable d'une fissure principale	9
Figure 8	Evolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle	10
Figure 9	Présentation schématique de la propagation d'une fissure de fatigue	11
Figure 10	Effet du rapport de charge R sur la propagation d'une fissure de fatigue	12
Figure 11	Effet de Bauschinger	15
Figure 12	Effet de Rochet	16
Figure 13	Adoucissement	16
Figure 14	Durcissement	17
Figure 15	Vitesse de fissuration de quelque alliages	25
Figure 16	Influence de la contrainte moyenne sur la contrainte alternée	
	Pour alliage 2024 T6 Forgé	26
Figure 17	Influence du coefficient de concentration de contrainte K_t sur la résistance à la fatigue (contraintes alternées symétriques) pour l'alliage 7075 T6 laminée	26
Figure 18	Influence du milieu et d'une pr-corrosion en solution chlorurée	27
Figure 19	Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue du l'alliage d'Al 2024 T351	28
Figure 20	Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du l'alliage d'Al 2024 T351	28
Figure 21	Vitesse de fissuration d'alliage d'aluminium 2618 sous l'effet du rapport de charge	29
Figure 22	Effet de la fréquence de fatigue sur la vitesse de fissuration pour l'alliage 2618 (R=0.1)	30
Figure 23	La propagation de la fissure en fatigue du l'alliage d'Al 2024 T351 (R=0.01)	31
Figure 24	La propagation de la fissure en fatigue du l'alliage 2024 T351 (R=0.1)	31

Figure 25	Effet du rapport de charge et l'amplitude de chargement sur la vitesse de fissuration du l'alliage 2024 T851	32
Figure 26	Effet d'une charge maximal sur la durée de vie en fatigue	33
Figure 27	Analyse de la propagation des fissures de fatigue du 2024 T351: (a) vitesse en fonction de ΔK ; (b) Modèle équivalent en fonction de ΔK_{eq} ($\Delta K, K_{max}$); (c) Modèle a petit échelle de temps	34
Figure 28	Propagation de la fissure en fonction du nombre des cycles pour différents R (6063 T6)	35
Figure 29	Effet de la charge sur la propagation de la fissure	36
Figure 30	Effet du rapport de charge et l'épaisseur sur la propagation de la fissure en fatigue pour l'alliage d'Al 6061 T651	37
Figure 31	Comparaison de propagation de la fissure en fatigue entre 6082 et 6061 a R=0.05	38
Figure 32	Propagation de la fissure en fatigue da/dN par rapport de ΔK pour différent R	39
Figure 33	Relation entre U et ΔK pour différent R	40
Figure 34	Proagation de la fissure en fatigue da/dN a ΔK_{eff} pur différent R	41
Figure 35	La propagation de la fissure en fatigue de $(1/c)(da/Dn)$ en fonction du $U\Delta K$ Pour des différents R	42
Figure 36	Comparaison des expérimentale da/dN en fonction de ΔK pour les résultats prévu	43
Figure 37	Vitesse de la propagation de la fissure et l'intensité du contrainte	44
Figure 38	propagation de la fissure en fatigue en fonction de ΔK pour $R \leq 0$	45
Figure 39	propagation de la fissure en fatigue en fonction de ΔK pour $R \geq 0$	46
Figure 40	propagatin de la fissure en fatigue pour des différents R	47

Figure 41	Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK Pour un chargement a amplitude constante sous différent environnement	48
Figure 42	Analyse de la propagation des fissures de fatigue de l'alliage 7050 T7451: (a) vitesse en fonction de ΔK ; (b) Modèle equivalent en fonction de ΔK_{Eq} ($\Delta K, K_{max}$); (c) Modèle a petit échelle de temps	49
Figure 43	Vitesse de fissuration expérimentale pour l'alliage 7075 T6	50
Figure 44	Vitesse de fissuration en fonction du ΔK , ΔK_{eff} , $\Delta K_{eff-modif}$ de l'alliage 7055 T7511	51
Figure 45	Comparaison des vitesses de fissuration du 2024 T351 et 2618 (R=0.1)	53
Figure 46	Comparaison des vitesses de fissuration du 2195 et 2618 (R=0.25)	53
Figure 47	Comparaison des vitesses de fissuration de différents alliages de la série 2000 (R=0.5)	54
Figure 48	Comparaison des vitesses de fissuration (R=0.1)	55
Figure 49	Comparaison des vitesses de fissuration (R=0.05)	55
Figure 50	Comparaison des vitesses de fissuration (R=0.5)	56
Figure 51	Comparaison des vitesses de fissuration (R=0.2)	58
Figure 52	Comparaison des vitesses de fissuration (R=0.8)	58
Figure 53	Comparaison des vitesses de fissuration (R=0.8)	59
Figure 54	Diagramme binaire aluminium-cuivre	60
Figure 55	Comparaison des vitesses de fissuration (R=0.2)	63
Figure 56	Comparaison des vitesses de fissuration (R=0.1)	64

LISTE DES TABLAEUX

Tableau 1: Solubilités des éléments dans l'aluminium.....	23
Tableau 2: Principaux familles d'alliages d'aluminium corroyés.....	24
Tableau3: les compositions chimiques de l'alliage 2024 T351.....	61
Tableau 4: les compositions chimiques pour l'alliage 2195.....	61
Tableau 5: les compositions chimiques pour l'alliage 2618.....	61
Tableau 6 : Les compositions chimiques pour l'alliage 6063 T6.....	61
Tableau 7 : Les compositions chimique pour l'alliage 6082 T6 et 6061 T651.....	62
Tableau 8 : composition chimique du l'alliage d'aluminium 7475 T7351.....	62

Liste des symboles

R	Rapport de charge
σ	Contrainte appliquée
N	Nombre de cycles
a	Longueur de la fissure
c	constante de la lois de PARIS
m	Exposant de la relation de PARIS
E	Module d'young
K_i	Facteur d'intensité des contraintes en mode I
K	Facteur d'intensité des contraintes
K_{max}	Facteur d'intensité des contraintes maximum
K_{min}	Facteur d'intensité des contraintes minimum
K_{ic}	Facteur d'intensité des contraintes critique en mode I
ΔK	Amplitude du facteur d'intensité des contraintes
ΔK_{eff}	Amplitude du facteur d'intensité des contraintes effectif
K_{eff}	Facteur d'intensité des contraintes effectif
f	représente la contribution de la fermeture de la fissure
C, n, p, q	sont déterminée expérimentalement
ΔK_{th}	L'amplitude de facteur de contrainte seuil pour charges a amplitude constantes
R_m	Resistance a la rupture (MPa)
da/dN	Vitesse de propagation de fissure
σ_{min}	Contrainte minimale
R_p	Limite d'endurance
r_p	Le rayon de zone plastifiée a fond de fissure
R	Distance d'un point par rapport a la pointe de la fissure
θ	Angle définissant un point autour de la pointe de la fissure par rapport a son plan

U	Energie élastique de déformation
$x(r, \theta)$	Point autour de la fissure défini par la distance r de la pointe et l'angle θ
ν	Coefficient de poisson
R	Rapport de charge ($\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)

Introduction Générale

INTRODUCTIONN GENERALE :

L'étude en fatigue sous chargement a amplitude constante avec ou sans surcharge représente la première étape de caractérisation du comportement cyclique du matériau.

Ce type de chargement permet l'étude de l'influence d'un paramètre bien particulier. Il existe en effet une multiplicité de paramètres influençant la durée de vie et la vitesse de propagation des fissures en fatigue tel que le rapport de charge, la fréquence, l'état de surface, la direction de propagation des fissures,.....etc. Parmi les paramètres influençant le comportement en fatigue du matériau, le chargement appliqué, soit à amplitude constante ou le rapport de charge et l'amplitude de chargement ont une influence sur le comportement en fatigue.

Le but de cette mémoire qui intitulé **Etat de l'art sur le comportement en fissuration par fatigue des alliages d'aluminium a durcissement structural** vise a étudier la propagation des fissures en fatigue sous un chargement constant et le traitement thermique et leurs effets sur la durée de vie et la propagation de la fissure des alliages d'aluminiums pour les série 2000 – 6000 et 7000. Le présent mémoire est scindé en quatre chapitres:

- ◇ Le premier chapitre est consacré a étudier la mécanique de la rupture, introduction a la fatigue des matériaux
- ◇Le deuxième chapitre présente l'étude bibliographique sur les effets de chargement qui contient les Paramètres affectant le comportement en fatigue, et différant lois et modèle de la propagation a amplitude constanteet présentation des alliages d'aluminiums et leur constitution.
- ◇ Le troisième chapitre présente une état de l'art sur la fissuration des alliages d'aluminium, propagation des fissures des alliages d'aluminium des séries 2000, 6000 et 7000.
- ◇ Le dernier chapitre présente la synthèse qui contient l'effet du rapport de charge et du traitement thermique et de la fréquence sur la durée de vie et la vitesse de fissuration avec des comparaisons de la vitesse de fissuration du différent rapport de charge.

Chapitre I

**Mécanique de la rupture
et introduction à la fatigue des matériaux**

I.1. Mécanique de la rupture

Les premiers travaux réalisés en mécanique de la rupture visaient à établir, de façon précise, les champs mécaniques au voisinage d'une fissure statique. La difficulté d'une telle étude réside dans la prise en compte de la singularité introduite par la pointe d'une fissure. Le calcul précis de paramètres mécaniques tels que les facteurs d'intensité des contraintes, ou le taux de restitution d'énergie réside en grande partie dans la bonne prise en compte de cette singularité.

Ces paramètres mécaniques ainsi calculés, il est possible de prévoir la propagation ou non de la fissure. Suivant le type de matériau étudié, et le chargement appliqué, la propagation pourra être qualifiée de stable (la fissure a besoin de plus d'énergie pour reprendre sa progression) ou d'instable (la fissure poursuit sa progression jusqu'à la ruine de la structure, sans nécessiter d'énergie supplémentaire).

• Modes de rupture :

La fissuration se manifeste par la séparation irréversible d'un milieu continu en deux parties, appelées lèvres de la fissure, ce qui introduit une discontinuité au sens des déplacements. Les mouvements possibles des lèvres de chaque fissure sont des combinaisons de trois modes indépendants :

- Mode I** : ouverture (ou clivage) ;
- Mode II** : cisaillement plan ;
- Mode III** : cisaillement anti-plan.

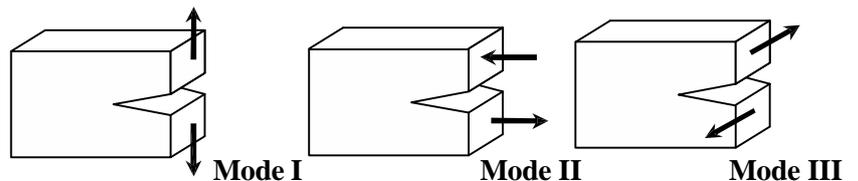


Figure 1: Modes de rupture

Mode **I** : ou mode par ouverture ou clivage (opening mode). les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement au plan de propagation.

Mode **II** : ou glissement droit (edge-sliding). les surfaces glissent l'une sur l'autre dans le plan de propagation perpendiculairement au front de fissure.

Mode **III** : glissement vis (screw-sliding). Les surfaces de la fissure glissent l'une sur l'autre dans le plan de propagation parallèlement au front de fissure.

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

I.1.1. La distribution des contraintes à la pointe de la fissure en mode I

Le champ des contraintes au voisinage de la pointe de fissure (figure 3) est donné dans le cadre de l'élasticité linéaire par l'équation de Westergaard [1]

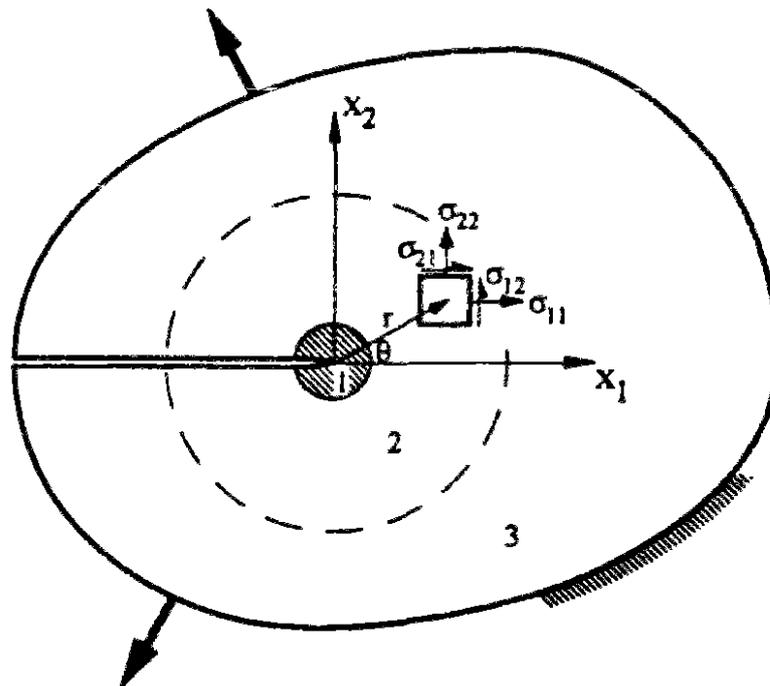


Figure 2 : Etat de contrainte au niveau de la pointe de la fissure

La distribution des contraintes à la pointe de la fissure en mode I est donnée par l'équation 1

$$\begin{aligned} \sigma_{11} &= \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_{22} &= \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_{12} &= \frac{KI}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sigma_{33} &= \nu(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \\ U_1 &= \frac{KI}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} (K - 1 + 2\cos^2 \frac{\theta}{2}) \\ U_2 &= \frac{KI}{2\mu} K_I \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} (K + 1 + 2\cos^2 \frac{\theta}{2}) \end{aligned} \quad (1)$$

Avec : $K = 3 - 4\nu$ en déformation planes

Et : $K = \frac{3-\nu}{1-\nu}$ en contraintes planes

Où K_I représente le facteur de contrainte est défini en fonction de la distribution des contraintes σ_{22} par la relation :

$$K_I = \sqrt{2\pi} \lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{22}(r, \theta) f^{1/2} \quad (2)$$

Le facteur K rassemble à lui tout seule l'influence de la dimension de la fissure, des forces appliquées et de la géométrie de la pièce fissurée. 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. Cela permet donc des comparaisons faciles entre éprouvette et structure : il suffit que K soit le même pour que l'état des contraintes à l'extrémité soit identique.

I.1.2. Mécanique linéaire, et non-linéaire de la rupture

La mécanique de la rupture se propose de décrire les étapes d'amorçage et de propagation de la fissuration. Selon le comportement du matériau durant la propagation d'une fissure, on peut être confronté à deux types de rupture :

•Rupture fragile (clivage) :

Dans le cas d'une rupture fragile, les fissures peuvent se propager très rapidement et n'être assorties que d'une très légère déformation plastique. De telles fissures sont dites instables, et

leur propagation, une fois entamée, se poursuit spontanément en l'absence de toute augmentation de la contrainte appliquée. La rupture fragile survient sans déformation notable et par une énergie d'absorption faible (énergie de rupture).

La direction de cette propagation est presque perpendiculaire à la direction de la contrainte de traction appliquée et il en résulte une surface de rupture relativement unie. Les surfaces de rupture fragile d'un matériau possèdent des caractéristiques qui leur sont propres et sont exemptes de toute trace de déformation plastique par exemple.

Dans certains pièces d'acier une suite de chevrons en V se forme près du centre de la section transversale de la rupture et s'orientent vers le point d'amorce de la rupture fragile contiennent des lignes des crêtes qui rayonnent en éventail partir de ce point d'amorce (Voir figure 3).

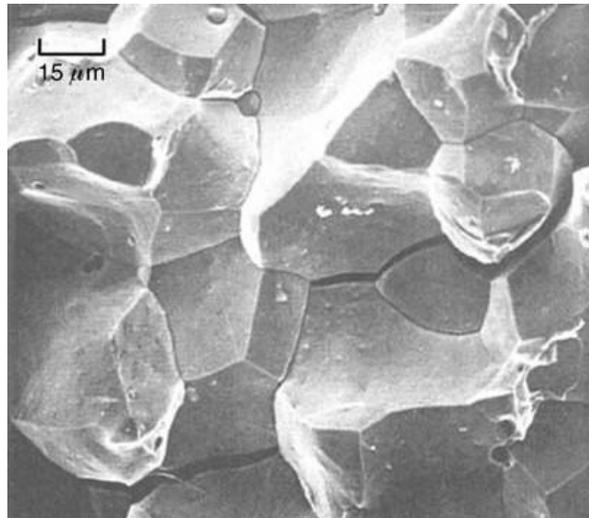


Figure 3 : rupture fragile [2]

•Rupture ductile (déchirure) :

La rupture ductile se caractérise par une vaste déformation plastique située à proximité d'une fissure qui se propage. Elle se déroule assez lentement, à mesure que s'allonge la fissure une telle fissure est dite stable, c'est-à-dire qu'elle résiste à tout allongement ne résultant pas d'un accroissement de la contrainte appliquée (voir figure 2).

La rupture ductile est presque toujours un moindre mal, contrairement à la rupture fragile qui a un caractère soudain et brutale et a des effets imprévus en raison de la propagation spontanée et rapide de la fissure. En revanche, la présence d'une déformation plastique signale l'imminence d'une rupture et rend donc possible l'application de mesures préventives.

Une rupture ductile nécessite plus grande énergie de déformation, car les matériaux ductiles sont généralement plus tenaces. Sous l'action d'une contrainte de traction, la plupart des alliages métalliques sont ductiles, tandis que les céramiques sont particulièrement fragiles et que les polymères sont exposés aux deux types de rupture.

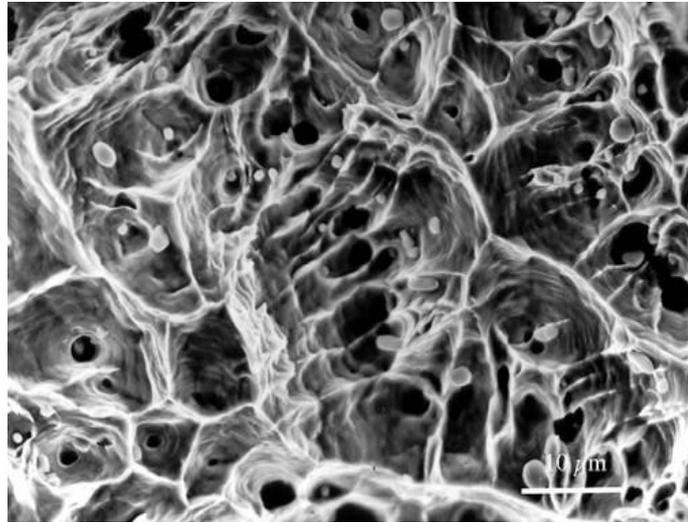
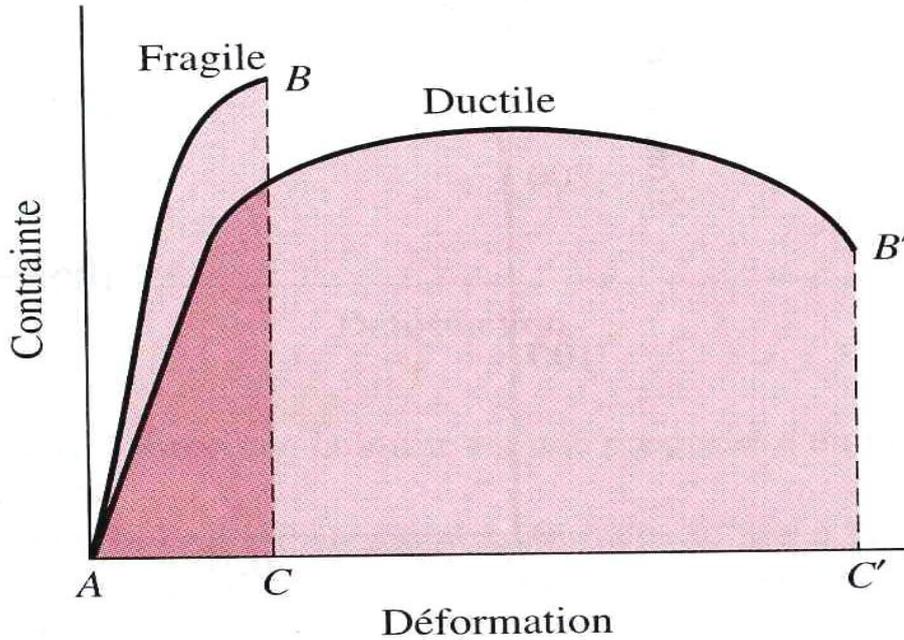


Figure 4 : rupture ductile [2]

Le processus de rupture ductile se déroule en plusieurs étapes :

- Après le début de la striction, de petites cavités, ou microvides, se forment dans la section transversale.
- à mesure que la déformation se poursuit, ces microvides s'étendent, se joignent et fusionnent pour former une fissure elliptique dont le grand axe est perpendiculaire à la direction de la contrainte.
- La fissure s'amplifie d'avantage dans une direction parallèle à son axe principal, en raison de cette coalescence des microvides.
- Enfin, la propagation rapide de la fissure sur le périmètre de la striction entraîne la rupture par déformation de cisaillement selon un angle d'environ 45° par rapport à l'axe de traction, angle pour lequel la scission est maximale.



I.1.3. Zone plastique au niveau de la pointe de la fissure

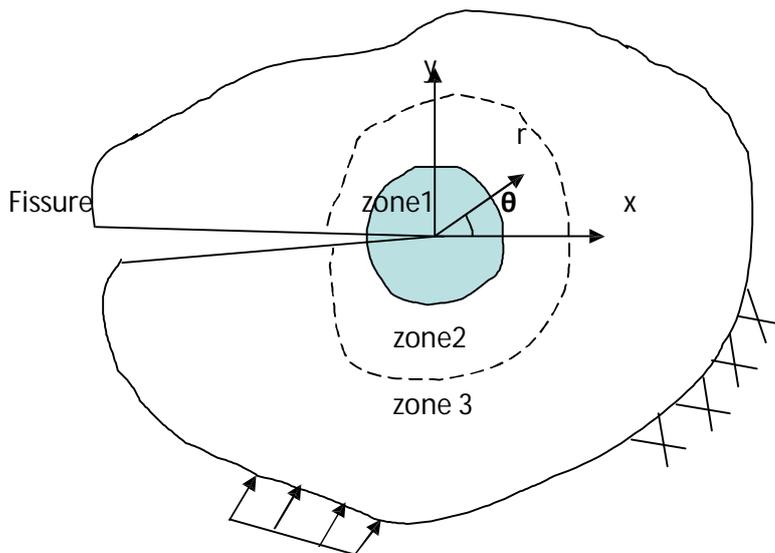


Figure 5 : Zone délimitant le voisinage d'une pointe de fissure

La zone d'élaboration 1:

Elle se trouve à la pointe de fissure et dans le sillage laissé par la fissure au cours de sa propagation. L'étude de cette zone est très complexe à cause des contraintes importantes qui ont fortement endommagé le matériau. Elle est discontinue au sens de la mécanique des solides. La théorie classique de la mécanique de la rupture réduit cette zone à un point pour les problèmes plans et à une courbe pour les problèmes tridimensionnels.

La zone singulière 2:

Dans laquelle les champs de déplacements, déformations et contraintes sont continus et possèdent une formulation indépendante de la géométrie lointaine de la structure. On démontre que dans cette zone, les composantes de champ de contraintes sont infinies au voisinage du front de fissure ($r \rightarrow 0$).

Plus exactement, la singularité est en $(1/\sqrt{r})$ en milieu élastique linéaire.

Le matériau ayant une limite élastique, il existe un rayon r_p autour de la pointe de fissure qui détermine la forme de la zone plastique. En fonction de la valeur de r_p on dira que la rupture est fragile pour r_p petit et qu'elle est ductile pour r_p grand. Cette distinction sur la base du paramètre r_p est très importante car elle conditionne la validité de la théorie utilisée :

- La Mécanique Linéaire de la Rupture pour les ruptures fragiles.
- La Mécanique Non Linéaire de la Rupture dans le cas de zone plastique non négligeable (rupture ductile).

La zone 3 : extérieure comprenant les champs lointains se raccordant d'une part, à la zone singulière, et d'autre part aux conditions aux limites en charges et en déplacements. Dans cette zone, les champs de déplacements, déformations et contraintes varient peu et peuvent être approximés par des polynômes communément utilisés dans la méthode des éléments finis.

Diverses méthodes d'analyse permettent d'étudier les champs de déplacements, déformations et contraintes au voisinage d'une fissure. On regroupe l'ensemble de ces méthodes sous deux types d'approches :

Approches directes : qui sont fondées sur l'utilisation des fonctions d'Airy ; ces approches résolvent des problèmes plans et font appel à la recherche de fonctions analytiques. En particulier dans notre étude, nous avons utilisé l'expansion de Williams qui est basée sur ce type d'approches.

Approches énergétiques qui sont basées sur l'analyse énergétique du milieu continu contenant une fissure. Il s'agit d'un bilan énergétique global intégrant le taux de restitution d'énergie dû à un accroissement virtuel de la fissure.

I.2. phénomène de la fatigue

On appelle fatigue ou endommagement par fatigue, la modification des propriétés mécaniques des matériaux suite à l'application de cycles d'efforts dont la répétition peut conduire à la ruine de la structure.

Il y a fatigue lorsque l'on est en présence de charge variable dans le temps. Les différents paramètres utilisés pour caractériser un chargement sont présentés sur la (figure 6). Le chargement est essentiellement déterminé par l'amplitude de chargement σ_a et la contrainte moyenne σ_m .

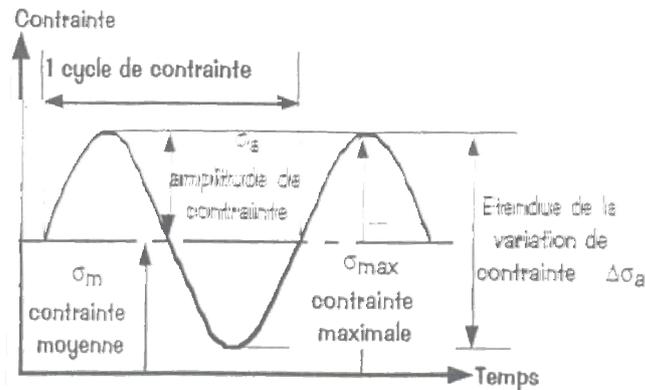


Figure 6 : Sollicitation de chargement par fatigue

Différents stades de l'endommagement par fatigue dans une pièce mécanique où les défauts peuvent se développer dans une partie initialement saine (non endommagée) puis se propager de façon stable jusqu'à la rupture. Le développement de cet endommagement peut se décrire de la façon suivante :

- Des modifications microstructurales qui engendrent l'apparition d'un dommage irréversible
- L'apparition de microfissures
- La croissance des défauts microscopiques pour former des fissures principales.
- La propagation stable d'une fissure principale
- La rupture finale.
- L'examen de la surface rompue fait ressortir trois zones : un site d'amorçage, une zone de propagation stable, une surface de rupture finale

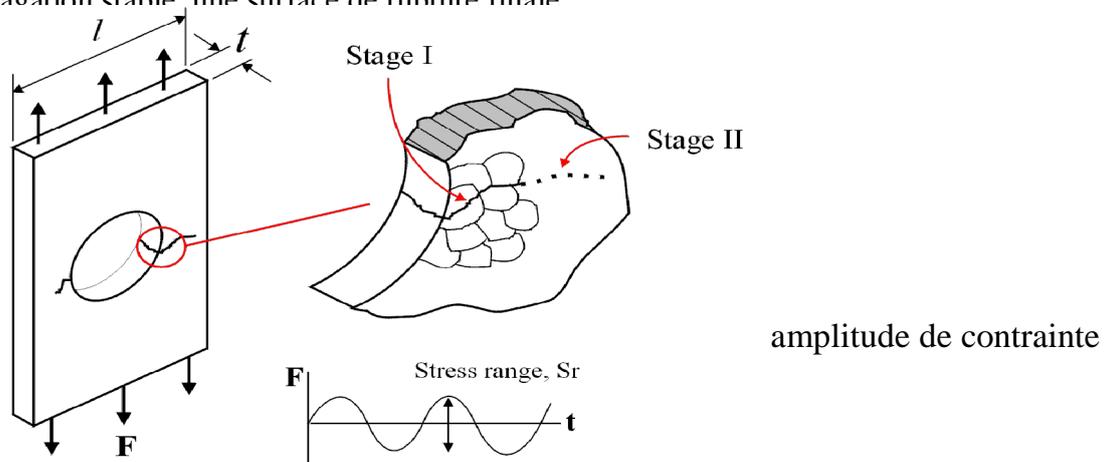


Figure 7 : Passage de propagation stable d'une fissure principale

I.2.1. Propagation d'une fissure sous chargement constant

La mécanique de la rupture a fortement contribué à l'étude de plusieurs lois liant la vitesse de propagation par fatigue à des paramètres caractéristiques.

D'une façon générale nous pouvons expliciter une loi de propagation appelée loi de propagation de fissure. Cette loi peut s'écrire [3] :

$$\frac{da}{dN} = f(G, C, M, Q) \quad (3)$$

a : Longueur de la fissure

N : Nombre de cycle

G : Paramètres de géométrie de la pièce et de la fissure

C : Paramètres représentant l'amplitude du champ de contrainte, le rapport de charge et les conditions aux limites.

M : Paramètres représentant l'influence du milieu dans lequel la pièce est mise en œuvre.

Q : Paramètres représentant les qualités mécaniques du matériau.

Pour un matériau et un environnement donné, la vitesse de propagation d'une fissure sous chargement à amplitude constante dépend de K_{max} et K_{min} peut être décrit par la relation suivante :

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (4)$$

$\Delta K (=K_{max}-K_{min})$ désigne l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte et R désigne le rapport de charge défini comme suit :

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad (5)$$

Au cours d'un essai de fissuration, la longueur de la fissure « a » pour un chargement à amplitude constante, croît en fonction du nombre de cycle N. De même, la vitesse de propagation da/dN croît jusqu'à rupture (figure 8).

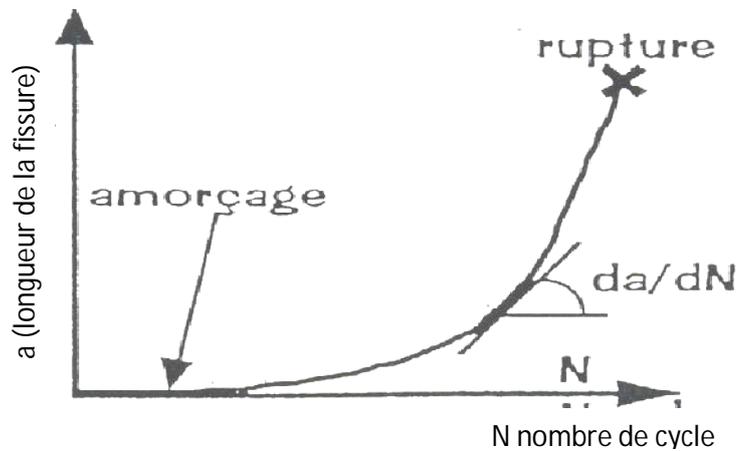


Figure 8 : Evolution de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycle

Le processus de propagation décrit par une relation du type (2) peut être décomposé en trois régions distinctes (figure9) :

Région I : région de faible vitesse de déformation. Une fissure naît et commence à se propager quand le chargement appliqué dépasse le seuil de propagation ΔK_{th} à partir d'un point en surface. La vitesse de propagation dans cette région dépend essentiellement de la microstructure et du rapport de charge R [4]

Région II : La vitesse de propagation de fissure est stable. Elle peut s'exprimer par une relation linéaire en fonction de l'amplitude de la variation du facteur d'intensité de contrainte. Le modèle décrivant ce stade le plus connu et le plus utilisé est celui proposé par Paris-Erdogan [5]

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (6)$$

Région III : Dans cette région la vitesse de propagation devient instable où la propagation est non linéaire. De même des modèles faisant intervenir plusieurs paramètres ont été proposés pour étudier cette zone instable.

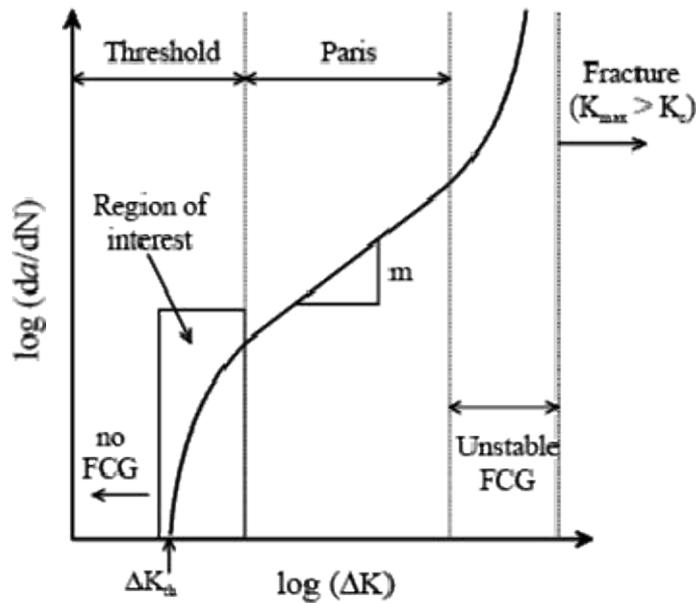


Figure 9 : Représentation schématique de la propagation d'une fissure de fatigue

I. 2.2. Modèles de propagation d'une fissure de fatigue :

L'élaboration de modèles de propagation a pris une grande vitesse afin de tenir compte de plusieurs paramètres et conditions imposés de service ou de 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, différemment de la nature du matériau étudié : température, fréquence, environnement, dimensions des éprouvettes, rapport de charge...etc.

Parmi les paramètres importants qui ont pris un grand souci, est le paramètre « rapport de charge » son influence se traduit par décalage des courbes de fissuration vers la gauche lorsque R croît (figure 10). En d'autres termes un rapport de charge élevé se traduit par une vitesse de propagation plus forte. En particulier la valeur de ΔK_{th} est influencée par le rapport de charge R .

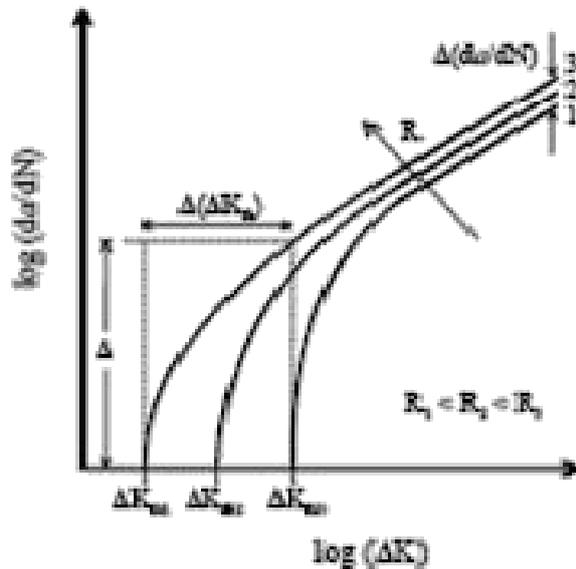


Figure 10 : Effet du rapport de charge R sur la propagation d'une fissure de fatigue

La variation du chargement et de la longueur de fissure durant la propagation par fatigue peuvent être mesurées à chaque instant en évaluant le facteur d'intensité de contrainte « K » ce qui montre l'aspect suivant :

Lors d'un cycle de charge, la connaissance des valeurs K_{min} et K_{max} du facteur K, permet de connaître les contraintes au voisinage de la fissure, alors la vitesse de propagation peut être écrite la relation (2).

La loi de Paris peut s'écrire en introduisant le seuil de non fissuration ΔK_0 au dessous duquel aucun accroissement sensible de la fissure n'est observé :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K - \Delta K_0)^m \quad (7)$$

ΔK_0 : dépend des caractéristiques mécaniques du matériau dans lequel se développe la fissure.

Sherry et al [6] ont étudié la propagation par fatigue et la déchirure ductile de l'acier inoxydable 316L(N) et l'effet du rapport de charge ($R=0.1 ; 0.2$) dont les modèles développés selon la loi de Paris sont :

$$\frac{da}{dN} = 1.0368 \cdot 10^{-12} \Delta K^{3.4544} \quad R = 0.1$$

$$\frac{da}{dN} = 2.7917 \cdot 10^{-12} \Delta K^{3.2429} \quad R = 0.2$$

Les valeurs expérimentales ont montré qu'il y a une faible influence du rapport de charge

Afin de tenir des différentes zones de propagation et la restriction du modèle de Paris, plusieurs modèles ont été élaborés.

Forman [7], pour tenir compte de l'augmentation asymptotique de la vitesse de fissuration lorsque $K_{max} \rightarrow K_{IC}$, proposa une amélioration de la relation de Paris pour décrire les domaines II et III de la courbe de propagation. La loi de Forman utilisée dans le code AFGROW, s'écrit :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \cdot (\Delta K_1)^m}{(1-R) \cdot K_{IC} - \Delta K_1} \quad (8)$$

La loi de Forman a été étendue en introduisant le seuil de non fissuration K_0 et un coefficient (n) pris souvent égale à 0.5 pour mieux tenir compte de la contrainte moyenne, d'où :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \left[\frac{K_{Imax} \frac{1-R}{1-n \cdot R} - K_0}{K_{IC} - K_{Imax}} \right]^n \quad (9)$$

Austen [8] a obtenu de bons résultats dans le cas des aciers de construction selon la loi de fissuration obtenue :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\Delta K_I^2}{4\pi\sigma_e E} \cdot \left[\frac{\Delta K_I - \Delta K_0}{K_{IC} - \frac{\Delta K_I}{1-R}} \right]^{1/2} \quad (10)$$

De son côté Lieurade [9] a proposé pour une large gamme d'aciers de construction la loi suivante :

$$\frac{da}{dN} = 10^{-4} \cdot \left[\frac{\Delta K_I}{\Delta K_0 \left(1 - \frac{R}{2}\right)} \right]^n \quad (11)$$

$\overline{\Delta K}_0$: représente la valeur de ΔK pour laquelle $da/dN=10^{-4}$ mm/cycle pour un rapport de charge $R = 0$. Pour $R < 0$, Lieuradea proposé la loi suivante :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot [K_{\text{imax}}]^m \quad (12)$$

Plusieurs auteurs ont étudié l'influence du rapport de charge sur le seuil de propagation. Klestil et Lukas [10] ont considéré que le seuil de la propagation ΔK_{th} diminue quand R augmente, cela est valable quand R est positif ou nul dont la relation proposée, est écrite sous la forme :

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th0} (1 - R)^\gamma \quad (13)$$

ΔK_{th0} est la valeur du seuil pour $R = 0$, γ constante dépendant du matériau.

Vosikovsky [11] a étudié l'influence du rapport de charge sur la vitesse de propagation de fissure par fatigue dans le cas d'un acier HY 130.

Chapitre II

Etude bibliographie sur les effets de chargement

II.1. Paramètres affectant le comportement en fatigue

•effet de Bauginger

Il ne s'observe que dans les essais traction\ compression [7] .la traction écrouît le matériau dans le sens de traction (augmentation de la limite d'élasticité) mais l'adouci dans la sens de la compression. Donc on a déplacement du centre du domaine élastique.

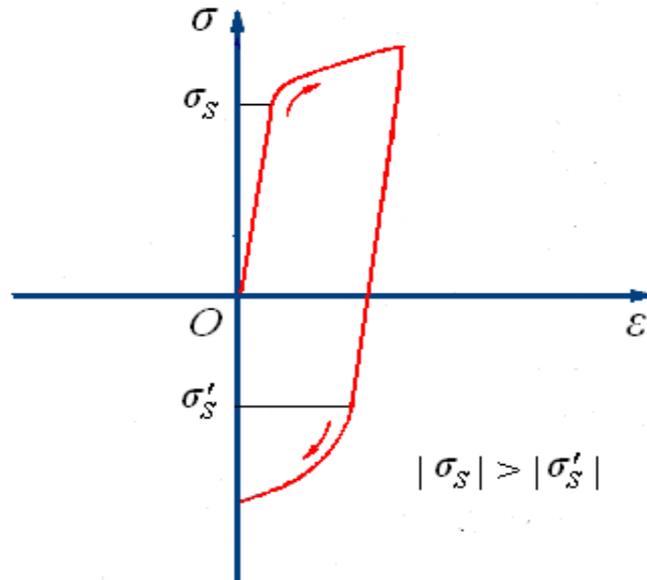


Figure 11 : Effet de bauchinger

•effet de Rochet

En appel l'augmentation progressive de la déformation a chaque cycle, même en régime stabilisé effet de ROCHET (adoucissement de matériau figure13) [7].

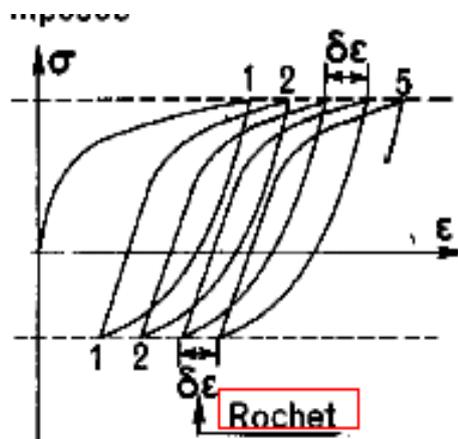


Figure 12 : effets de ROCHET

•Durcissement-adoucissement cyclique

L'étude du comportement sous sollicitation cyclique induit l'examen de l'évolution de l'amplitude de contrainte au cours des cycliques en fonction l'amplitude de déformation imposé. il est souvent possible de distinguer deux stades de consolidation cyclique : un stade d'évolution rapides de l'amplitude de contrainte ,et un stade de saturation pendant lequel l'amplitude de contrainte reste constante ou quasi-constante [7]. l'adoucissement se manifeste lorsque l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma$ diminue au cours de cycle successif a déformation imposé, ou lorsque la déformation $\Delta\varepsilon$ augmente a contrainte imposé.

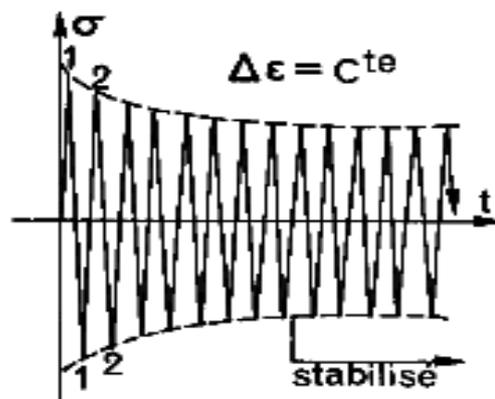


Figure 13 : Adoucissement

Le durcissement (figure 14) se manifeste lorsque l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma$ augmente au cours de cyclique successifs a déformation imposé, ou lorsque la déformation $\Delta\varepsilon$ diminue a contrainte imposé.

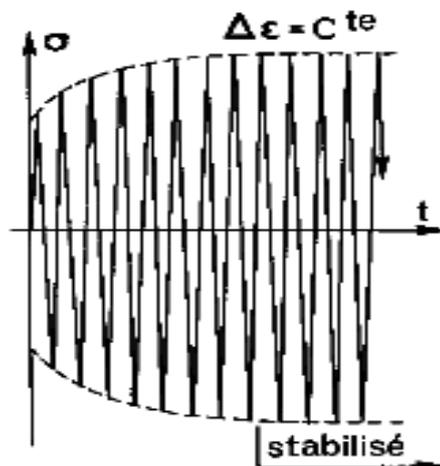


Figure 14 Durcissement

II.2. modèles de propagation d'une fissure

Plusieurs modèles ont été proposés pour décrire l'évolution de la vitesse de fissuration d_a / d_N en fonction des conditions de chargement. Actuellement, il n'existe pas de modèle qui intègre l'influence des paramètres cités précédemment. La première tendance a été d'écrire des relations empiriques qui décrivent le plus correctement possible.

L'effet des différents facteurs sur la vitesse de propagation ce sont les modèles phénoménologiques est modèle tentent de décrire les variations constatées expérimentalement par une approche empirique [8].

II.2.1. propagation a amplitude constante

a/ lois de Paris et Erdogan

De nombreux auteurs [12] ont constaté la validité de l'expression proposée par Paris. Cette expression permet de déterminer la vitesse de fissuration dans le domaine II.

$$\frac{d_a}{d_N} = c(\Delta K)^m \quad (14)$$

Ou : d_a/dN : vitesse de propagation de la fissure.

$\Delta K = K_{max} - K_{min}$: amplitude de facteur d'intensité de contrainte.

C et m : constantes qui dépendent du matériau.

b/ Lois de Forman

Pour tenir compte de l'augmentation asymptotique de la vitesse de fissuration quand

K_{max} tend vers K_{ic} Forman et Mettu [13] ont proposée la relation suivant :

$$\frac{d_a}{dN} = \frac{c(\Delta K_1)^m}{(1-R) \cdot K_{ic} - \Delta K_1} \quad (15)$$

Cette lois a été vérifiée sur plusieurs alliages d'aluminium et est utilisée l'aéronautique pour da/dN supérieur a $10^{-5} mm/cycle$ et n l'ordre de 4.

Chapitre II: Etude bibliographie sur les effets de chargement

Tout fois cette lois ne semble pas d'écrire convenablement le comportement des aciers ou l'effet du rapport R est généralement, on remarque que dans la relation précédent, le rapport da / dN tend vers l'infini quand K_{max} tend vers K_{ic} . De plus cette relation ne tient pas compte de l'existence d'un seuil de fissuration.

c/Equation de NASGRO

le modèle de NASGRO utilisée dans la prédiction de la vitesse de propagation de fissuration de fatigue a été développé par Forman et Newman [14].

Pour tenir compte de toute la courbe de propagation. L'équation NASGRO est sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = c \left[\frac{(1-f)}{(1-R)} \Delta K \right]^n \frac{(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K})^p}{(1 - \frac{K_{max}}{K_{crit}})^q} \quad (16)$$

f : représente la contribution de la fermeture de la fissure.

C, n, p, q : déterminer expérimentalement.

ΔK_{th} : L'amplitude du facteur de contrainte seuil pour charges a amplitudes constantes.

K_{max} Et K_{crit} : sont respectivement le facteur d'intensité de contrainte maximale et le facteur d'intensité de contrainte critique.

d / Modèle de Walker

La principale limite de la loi de paris est sont incapacité a de prendre compte de l'effet du rapport de charge. Cet inconvénient a été notifié par Walker [15] afin d'améliorer la loi 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 a R=0 et qui provoque la même vitesse de propagation au K_{max} réelle, et la combinaison du rapport R, elle est exprimé par la relation suivante (équation 21):

$$\overline{\Delta K} = K_{max} (1 - R)^{\gamma_w} \quad (17)$$

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

$$\overline{\Delta K} = \Delta K / (1 - R)^{1-\gamma_w} \quad (18)$$

Par conséquent la loi de Walker est représenté par :

$$\frac{da}{dN} = C_w \left[\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-\gamma}} \right]^{m_w} \quad (19)$$

Pou R=0, l'équation 23 est écrite sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = c_w (\Delta K)^{m_x} \quad (20)$$

Les paramètres c_w et m_w sont respectivement équivalents aux paramètres C et m de la loi de Paris.

La loi de Walker est une modification de la loi de Paris tenant compte de l'effet du rapport de charge ou un troisième paramètre a été introduit γ_w .

Adib et Baptista [16] ont développé une nouvelle relation exponentielle (équation 21).

Appelé modèle α, β dans le but de fournir une meilleure description de la vitesse de fissuration:

$$\frac{da}{dN} = A e^{\beta/\Delta K} \quad (21)$$

$$\text{Ou } A = e^\alpha$$

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

$$\gamma = \ln \left(\frac{da}{dN} \right) \Delta K = \alpha \Delta K + \beta \quad (22)$$

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

Cette loi développée, a été appliquée sur les résultats expérimentaux de la propagation des fissures de fatigue du titane. Le résultat obtenu, a montré que la trajectoire du modèle α, β

Suit exactement les résultats expérimentaux comparativement par rapport au modèle de Paris [16] pour les mêmes résultats expérimentaux.

E / Modèle d'Elber

Elber [17,18] a suggéré qu'une fissure de fatigue peut se fermer sous une charge de traction appliquée à une distance de la zone de contrainte résiduelles de compression laissées dans le sillage de la pointe de la fissure.

La vitesse de fissuration est exprimé par :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{eff}^m \quad (23)$$

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

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).

$$\Delta K_{eff} = U(R) \Delta K \quad (24)$$

$$\text{Avec : } U(R) = \frac{K_{max} - K_{ouv}}{K_{max} - k_{min}} \quad (25)$$

La fonction $U(R)$ a fait l'objet de plusieurs études. Elber [17] fut le premier à déterminer la fonction $U(R)$ pour l'alliage d'aluminium 2024 T351 dans un état de contrainte plane :

$$U(R) = 0.5 + 0.4R \quad -0.1 \leq R \leq 0.7 \quad (26)$$

II.3. Les alliages d'aluminiums

L'aluminium est un métal relativement jeune par rapport à des métaux comme le fer et le cuivre.

Le chimiste français Henri Sainte-Claire Deville, qui a présenté les premiers lingots d'aluminium pur à l'Exposition universelle de Paris, en 1855, le décrit comme « un métal blanc, inaltérable comme l'argent... et qui présente la singulière propriété d'être plus léger que le verre ».

II.3.1. Constitution des alliages d'aluminium

Il est bien admis que les propriétés des alliages d'aluminium sont déterminées essentiellement par la microstructure des produits cor-répondants. Bien qu'actuellement encore toutes les interactions entre microstructure et propriétés ne soient pas parfaitement connues, les résultats des nombreuses et importantes recherches effectuées ces dernières années ont permis d'améliorer considérablement nos connaissances à cet égard, si bien qu'aujourd'hui on peut considérer que les ingénieurs disposent des éléments suffisants pour obtenir la microstructure optimale nécessaire pour une application donnée.

La microstructure est essentiellement conditionnée par la nature, la quantité et surtout la répartition des éléments d'addition. La plupart des éléments métalliques peuvent être alliés à l'aluminium, mais seul un nombre restreint d'éléments est utilisé à titre d'addition principale et conditionne les propriétés maîtresses des alliages.

Ces éléments sont le cuivre, le magnésium, le manganèse, le silicium, le zinc et, plus récemment, le lithium. Par contre, un grand nombre d'éléments dits secondaires sont utilisés pour obtenir une propriété spécifique, les principaux étant le fer, le chrome, le nickel, le zirconium, le titane, le cobalt, le vanadium, le plomb, le bismuth, l'étain, et le cadmium...

Le tableau 1 : donne les limites de solubilité des éléments d'addition à l'état liquide ou solide à la température eutectique (ou monotectique ou péritectique). À une exception

Chapitre II: Etude bibliographie sur les effets de chargement

près (l'étain), le maximum de solubilité à l'état solide est observé à la température eutectique (ou mono, péritectique). Lorsque la température diminue, la limite de solubilité diminue. Cette diminution de concentration en solution solide en fonction de la température est une des caractéristiques fondamentales de la métallurgie des alliages d'aluminium : une amélioration importante de la résistance des alliages pouvant être obtenue par des traitements thermiques comportant mise en solution solide, refroidissement, maturation

Tableau 1: Solubilités des éléments dans l'aluminium

Élément	Température eutectique (C°) (1)	Solubilité	
		Etat liquide(%)	
Ag	566	72,0	55,6
Au	640	5	0,36
B	660	0,022	< 0,001
Be	645	0,87	0,063
Bi	660 (2)	3,4	< 0,01
Ca	620	7,6	< 0,01
Cd	649 (2)	6,7	0,47
Co	660	1,0	< 0,02
Cr	660 (3)	0,41	0,77
Cu	548	33,15	5,67
Fe	655	1,87	0,052
Ga	26,6	98,9	20,0
Gd	640	11,5	< 0,1
Ge	424	53,0	6,0
Hf	660 (3)	0,49	1,22
In	639	17,5	0,17
Li	600	9,9	4,0
Mg	450	35,0	14,9
Mn	660	1,95	1,82
Mo	660 (3)	0,1	0,25
Na	660 (2)	0,18	< 0,003
Nb	660 (3)	0,01	0,22
Ni	640	6,12	0,05
Pb	660	1,52	0,15
Pd	615	24,2	< 0,1
Rh	660	1,09	< 0,1
Ru	660	0,69	< 0,1
Sb	660	1,1	< 0,1
Sc	660	0,52	0,38
Si	577	12,6	1,65
Sn	228,3	99,5	< 0,01
Sr	655
Tr	635	25,0	< 0,1
Ti	665 (3)	0,15	1,00
Tm	645	10,0	< 0,1
U	640	13,0	< 0,1
V	665 (3)	0,25	0,6
Y	645	7,7	< 0,1
Zn	382	95,0	82,8
Zr	660 (3)	0,11	0,28

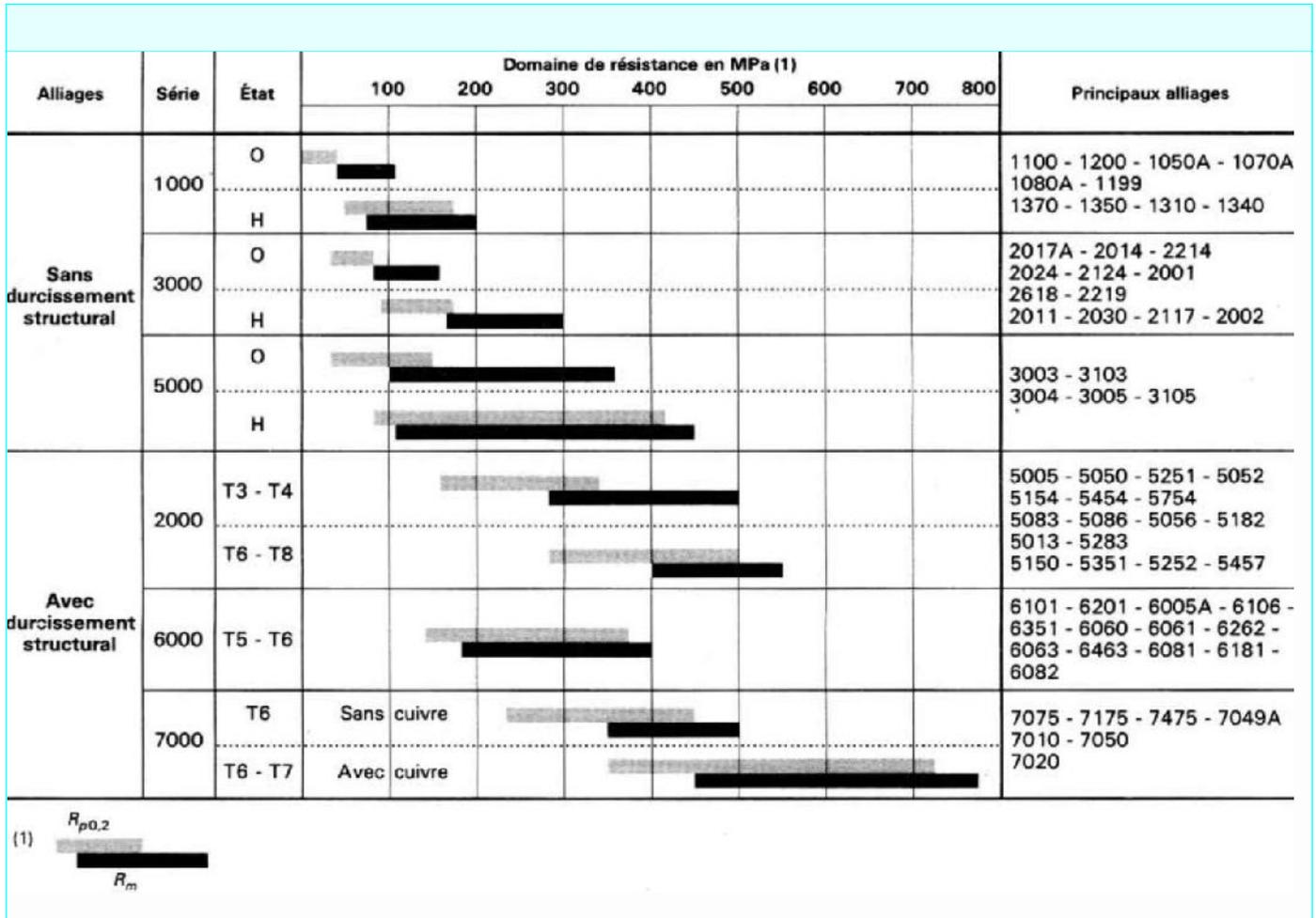
(1) Réaction eutectique sauf pour les désignations contraires ci-après.

(2) Réaction monotectique.

(3) Réaction péritectique.

II.3.2. Principales familles d'alliages d'aluminium corroyés

LE tableau suivants représente les familles d'alliage d'aluminium



II.3.3. Ténacité :

La ténacité ou résistance statique résiduelle à la propagation d'une fissure est une notion très importante car elle conditionne la fiabilité des structures.

Différents essais ont été utilisés pour caractériser cette propriété : les essais de traction sur éprouvettes entaillées avec comme critère de ténacité le rapport de la contrainte à la rupture R_K sur éprouvette entaillée à la limite d'élasticité $R_{p0,2}$ d'une éprouvette non entaillée .

Les essais de déchirement ou qui permettent de déterminer sur éprouvette entaillée l'énergie nécessaire pour initier la déchirure, ainsi que celle nécessaire pour propager cette déchirure.

Les essais de résilience sur barreaux entaillés ou pré fissuré par fatigue. Les essais

basés sur la mécanique de la rupture sont d'une façon générale les plus intéressants car ils peuvent servir directement dans la conception des appareillages ou dans l'analyse de leur défaillance. Le critère K_{Ic} ou facteur critique d'intensité des contraintes est le plus utilisé car c'est un paramètre caractéristique du matériau qui décrit les conditions de rupture d'une structure fissurée dans des conditions de déformations planes.

• Ténacité des alliages à haute résistance des séries 2000 et 7000

Les critères issus de la mécanique de la rupture sont bien adaptés pour caractériser la ténacité des alliages d'aluminium à haute résistance des séries 2000 (Al-Cu) et 7000 (Al-Zn-Mg-Cu) : le facteur K_{Ic} , en particulier, est actuellement le lien le plus simple entre la caractérisation métallurgique et les calculs de prévision de comportement en présence d'une fissure.

Les nombreuses études entreprises sur ces alliages ont montré l'influence primordiale pour la ténacité de la microstructure et en particulier des particules hors solution.

Ces particules, soit à cause de leur fragilité intrinsèque, soit du fait de leur incohérence vis-à-vis de la matrice, constituent des sites de création de microfissures la rupture des particules elles-mêmes ou leur décohésion créant des cavités qui, sous l'action des tensions, s'agrandissent et se développent sous forme de fissures.

Trois types de particules hors solution sont présents dans les alliages d'aluminium. C'est par action sur chacun de ces types de particules que la ténacité a été améliorée d'une façon significative et que de nouveaux alliages à ténacité accrue ont été mis au point ces dernières années.

Les nouveaux alliages récemment commercialisés et utilisés actuellement pour la réalisation des structures des avions modernes sont conçus pour présenter une ténacité particulièrement élevée :

L'alliage 7475 est de tous les alliages d'aluminium à haute résistance celui qui a la meilleure ténacité ;

Les alliages 7010, 7050, 7150 présentent des compromis élevés résistance mécanique-ténacité (article Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés).

• Les traitements thermiques ont une grande importance pour la ténacité :

dans le cas des alliages de la série 2000, les états T3 et T4 sont favorables pour la ténacité par rapport aux états T6 et T8 ;

dans le cas des alliages Al-Zn-Mg-Cu de la série 7000, les états T7 sont favorables

Chapitre II: Etude bibliographie sur les effets de chargement

par rapport aux états T6 et ceci d'autant plus que le traitement de sur revenu T 7 est plus poussé. C'est ainsi que, lorsqu'on considère successivement les états T6, T76, T74, T73 (qui correspondent à des états de plus en plus sur revenus), on observe (figure 15, et article Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés .

— Une augmentation de la ténacité.

— Une augmentation de la résistance à la corrosion.

- Les particules intermédiaires de taille 0,02 à 0,5 μm sont les phases dispersoïdes renfermant les éléments Cr, Mn, Zr. Bien que favorables pour éviter la recristallisation et le grossissement du grain ainsi que les ruptures du type intergranulaire.

— Une diminution de la résistance mécanique.

Les valeurs typiques de K_{ic} pour les principaux alliages d'aluminium à haute résistance sont indiquées dans les articles Données numériques sur l'aluminium et les alliages d'aluminium de transformation. Aluminium non allié et Données numériques sur l'aluminium et les alliages d'aluminium de transformation. Alliages d'aluminium de transformation dans ce traité.

• Facteurs métallurgiques

L'état thermique, l'état structural, le taux de corroyage, la direction d'application des contraintes sont autant de facteurs susceptibles d'influencer la limite de fatigue.

Par exemple, la limite de fatigue à 10⁸ cycles en flexions rotatives alternées de l'alliage 2014-T6 filé peut passer de $\pm 147\text{ MPa}$ si l'alliage est recristallisé à $\pm 176\text{ MPa}$ si

l'alliage présente une texture non recristallisée avec effet de presse (les contraintes étant appliquées dans la

direction du

filage).

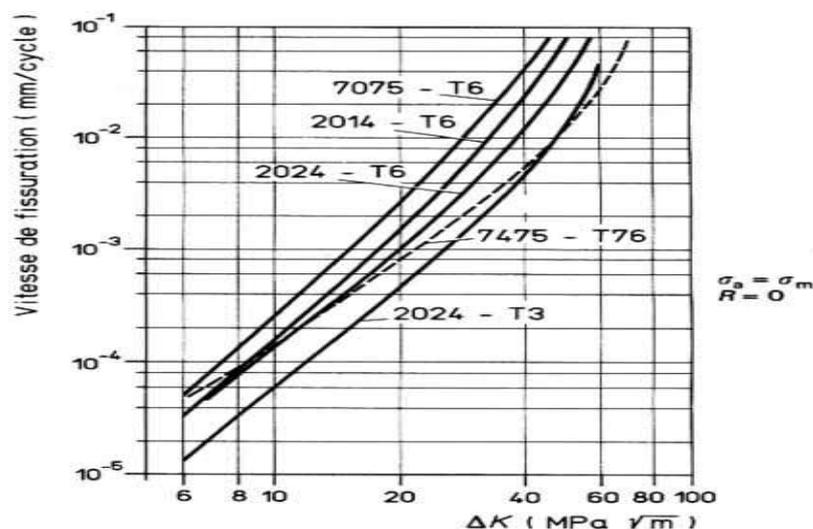
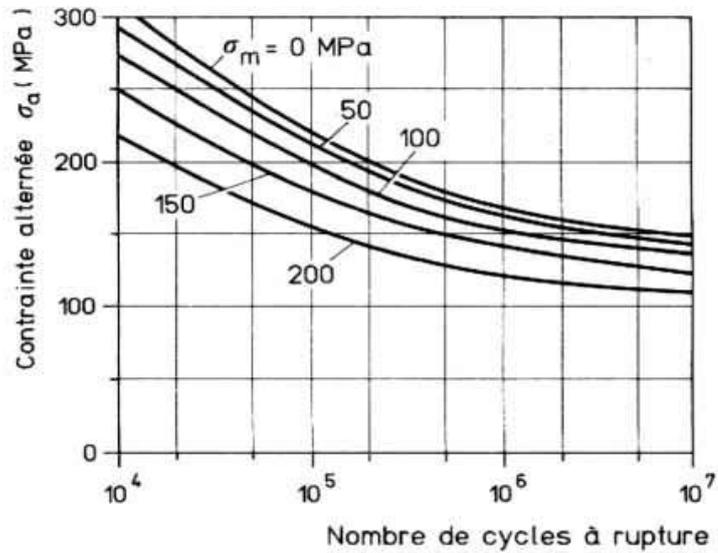
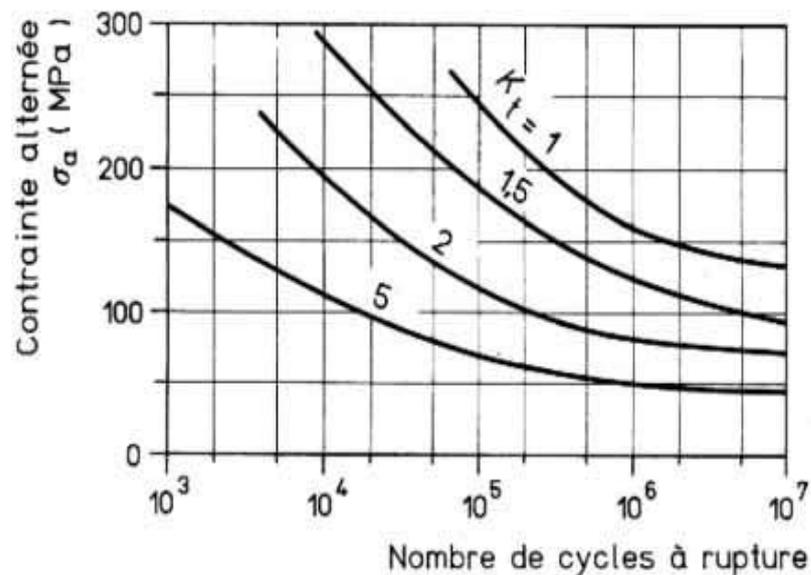


Figure 15 : vitesses de fissuration de quelques alliages [19]



$K_t = 1,0$ (coefficient de concentration de contrainte théorique élastique)

Figure 16 : influences de la contrainte moyenne sur la contrainte alternée pour l'alliage 2014-T6 forgé [19]



$R = -1$ ($\sigma_{\min} / \sigma_{\max}$)

Figure17:Influence du coefficient de concentration de contrainte K_t sur la résistance à la fatigue (contraintes alternées symétriques) pour l'alliage 7075-T6 laminé [19]

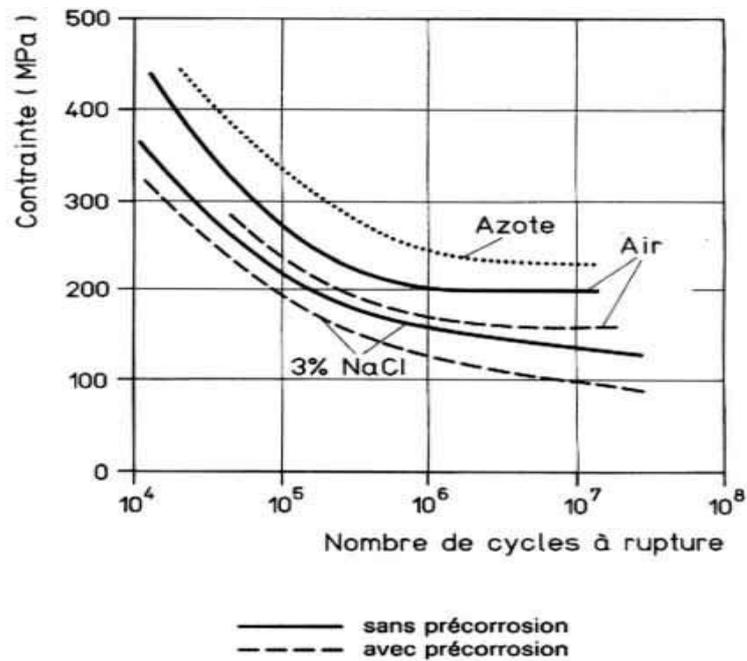


Figure18: Influence du milieu et d'une pré-corrosion en solution chlorurée (d'après R.M. Pelloux et [19])

II.3.4. Fissuration

L'environnement peut avoir un effet important sur l'amorçage et la propagation des fissures, au moins sur les tout premiers stades de la propagation. Par exemple, dans le cas d'un alliage 2024-T351, la fissuration est différente suivant que les essais sont conduits sous vide (10^{-3} Pa) ou dans l'air [19], dans le premier cas, l'amorçage de la fissure est retardé et la durée de la fissuration avant rupture augmentée ($240 \cdot 10^3$) Cycles sous vide contre ($73 \cdot 10^3$ Cycles à l'air).

Chapitre III

Etat de l'art sur la fissuration des alliages d'aluminium

III.1. Propagation des fissures dans les alliages de la série2000

L'effet du rapport de charge a été introduit initialement par Walker [15]. L'étude a montré que l'augmentation du rapport de charge a fait augmenter la vitesse de fissuration. Benachour et al [23], 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 augmenter la durée de vie et la vitesse de fissuration (Figures 19, 20).

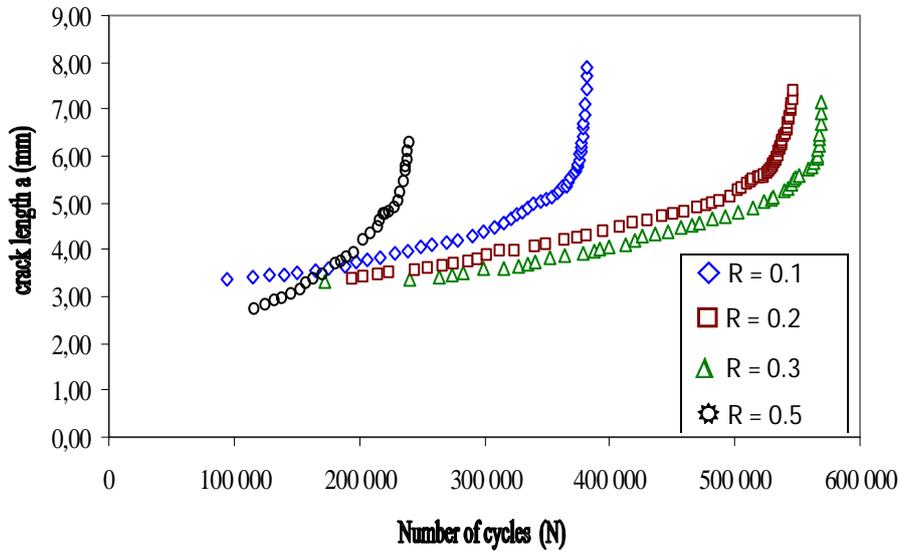


Figure 19. Effet du rapport de charge sur la durée de vie en fatigue du 2024 T351 [20]

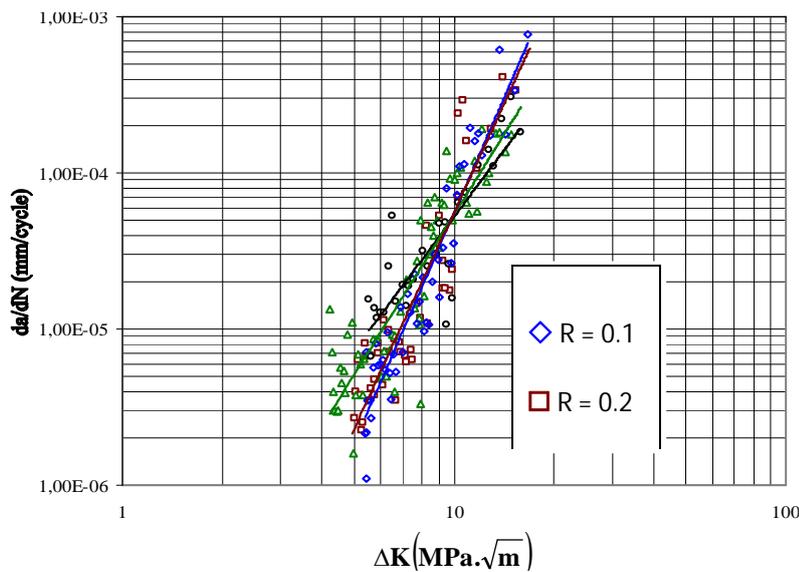
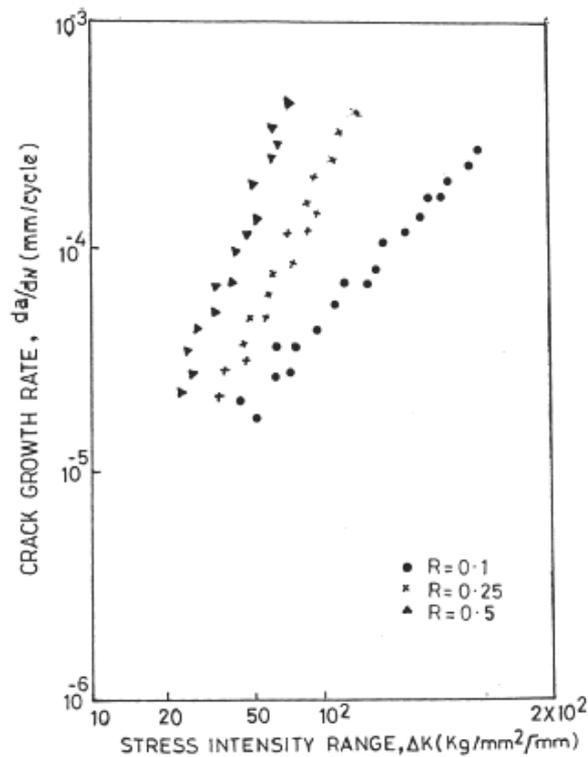


Figure 20. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration du 2024 T351 [20]

L'étude de l'effet du rapport de charge et de la fréquence sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2618 menés par Singh et al. [21] à température ambiante a montré que la vitesse de fissuration est influence par le rapport de charge ($R=0.1, 0.25, 0.5$) (figure 21) et non pas par la fréquence variant de 1 à 10 Hz (figure 22). La vitesse de fissuration dans le stade stable de propagation est modélisée par une équation de forme :

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

Où le coefficient m dépend du rapport de charge



**Figure 21 : Vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 2618
Sous l'effet de rapport de charge [21]**

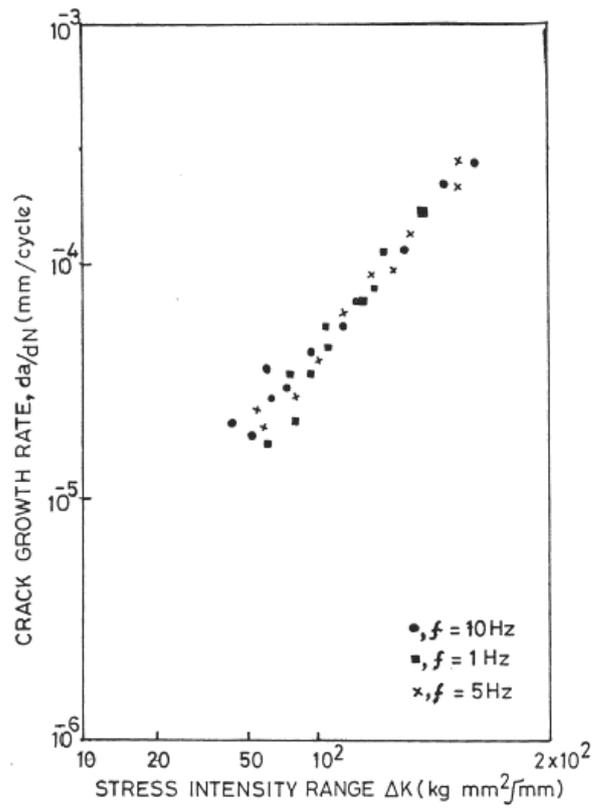


Figure 22 : Effet de la fréquence de fatigue sur la vitesse de fissuration d'alliage 2618 à R=0.1 [21]

La propagation de la fissure dans les figures (23,24) sont pratiquement identiques a la première étape du courbe par conséquent la propagation de la fissure en fatigue pour $R=0.01$ est beaucoup plus rapide que la propagation de la fissure pour $R=0.1$

La région de la progression de la fissure accélérée mesurée par (Figures 23,24) et les étapes préliminaires de fatigue et mènent aux valeurs presque identiques pour les coefficients de Paris l'augmentation qu'appréciable des taux de progression de la fissure à des valeurs plus élevées de ΔK peut être les obtenus l'effet de l'augmentation du rapport de charge R .

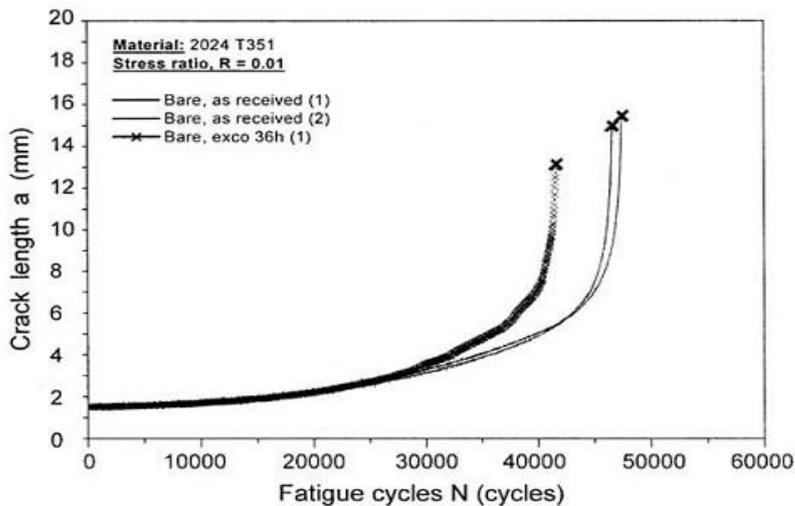


Figure 23 : La propagation de la fissure en fatigue de l'alliage d'aluminium 2024T351 pour $R= 0.01$ [22]

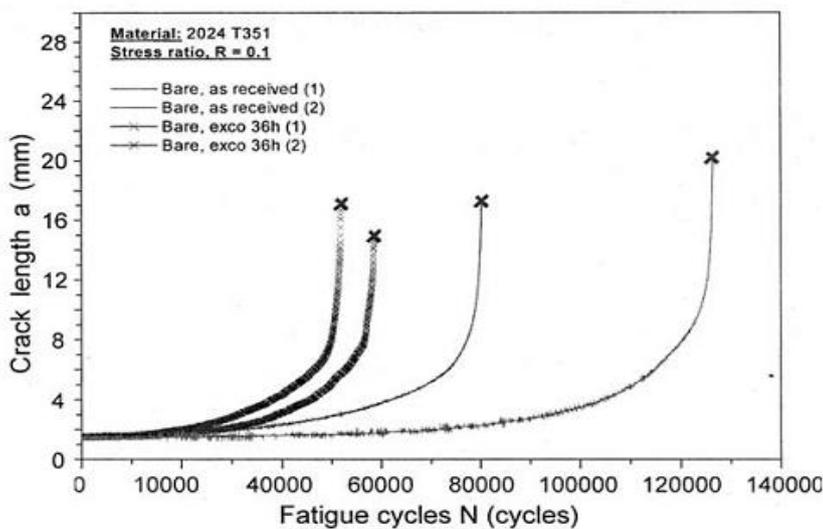


Figure24 : La propagation de la fissure en fatigue de la fissure de l'alliage202T351 d'aluminium pour $R= 0.1$ [22]

La fissuration par fatigue de l'alliage 2024 T851 menée par Schijve [23] a montré un décalage des courbes de fissurations vers les hautes vitesses (figure 25)

L'investigation menée par Lu et Lui [24] a montré aussi 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.

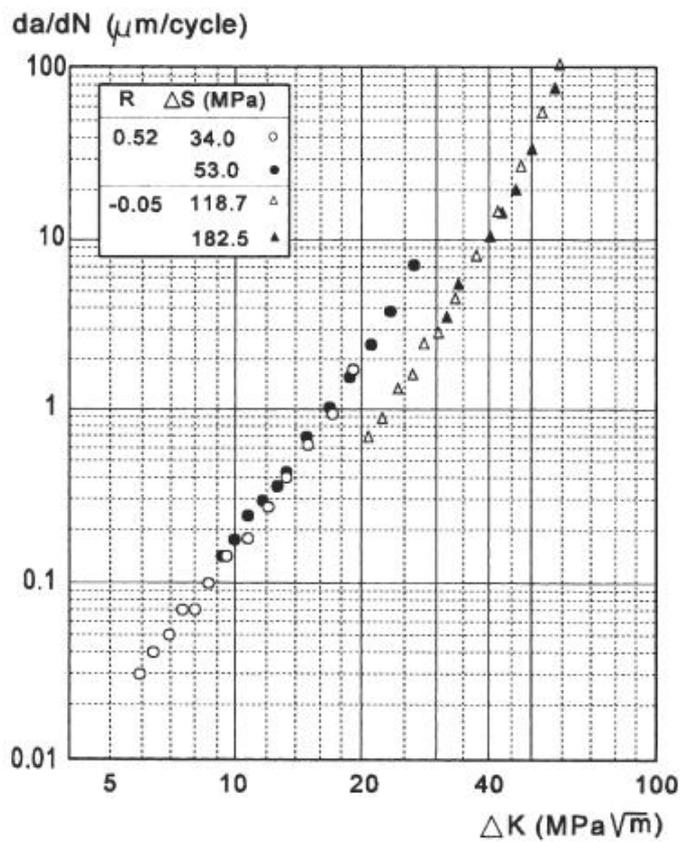


Figure 25 : Effet du rapport de charge et l'amplitude de chargement sur la vitesse fissuration de l'alliage d'aluminium 2024 T851 [23]

Dans cette figure (26) les particules et les grains et la direction d'extrusion de l'alliage 2026 et 2024 sont les responsables de l'amélioration de la durée de vie en fatigue.

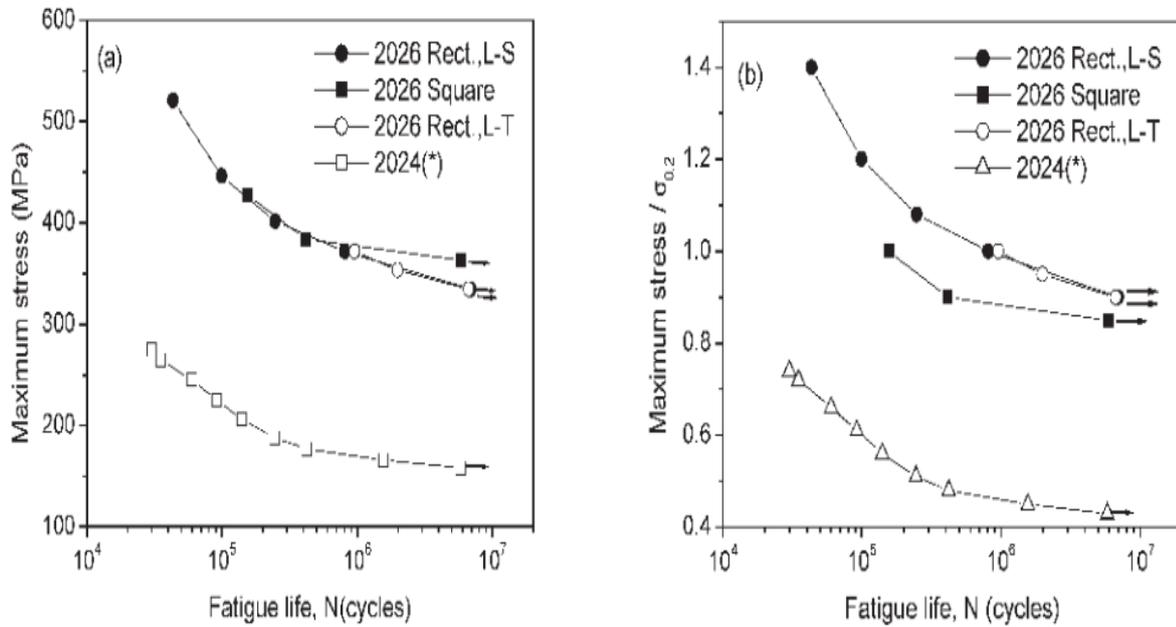


Figure 26 : Effet d'une charge maximal sur la durée de vie en fatigue[24]

Dans une récente étude sur la propagation des fissures des alliages d'aluminium

2024 T3 (figure 27), Lu et Liu [24] ont montré que l'augmentation du rapport de charge, R, a fait augmenter 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.

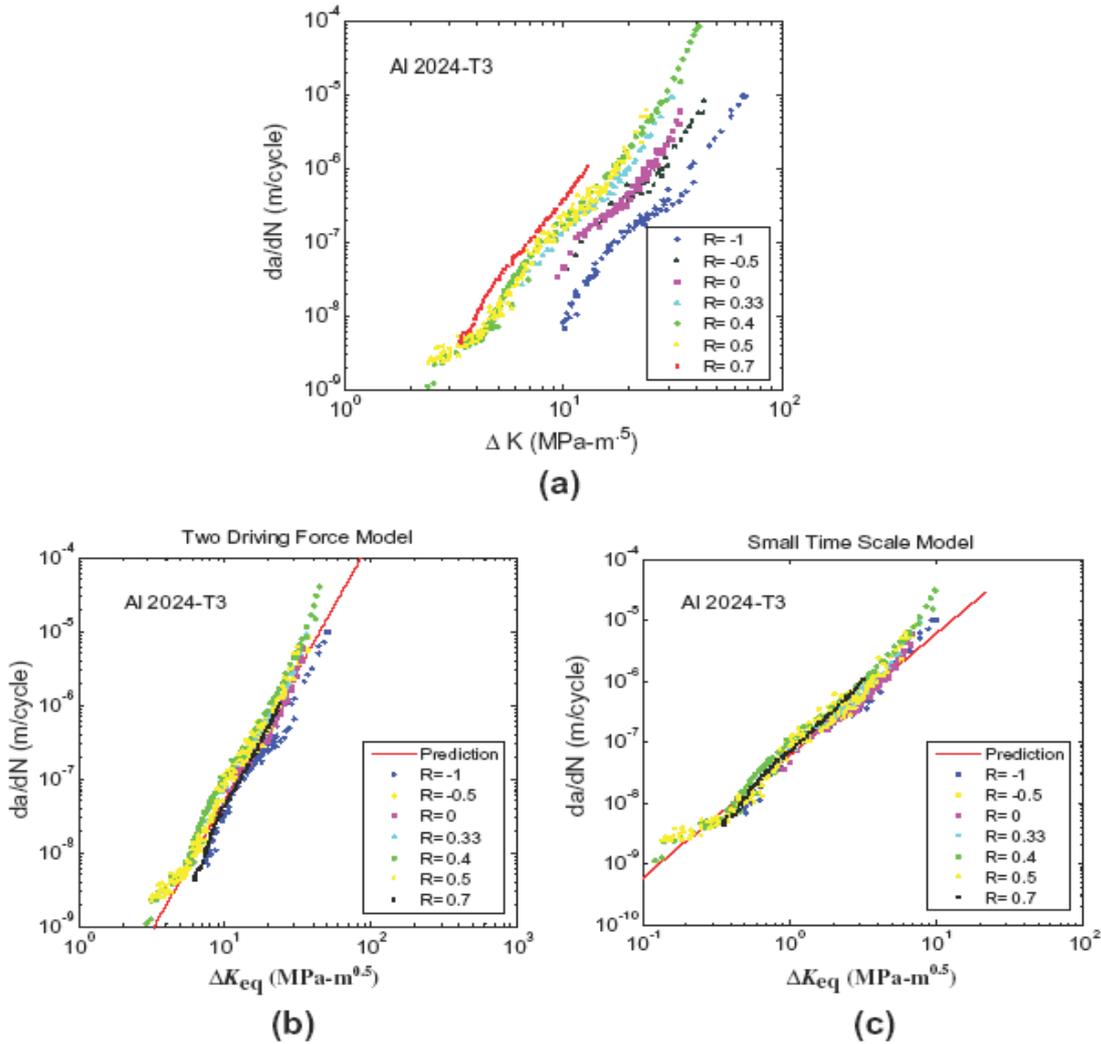


Figure 27 : Analyse de la propagation des fissures de fatigue de l'alliage 2024 –T351: (a) Vitesse en fonction de ΔK ; (b) Modèle équivalent en fonction de ΔK_{eq} (ΔK , K_{max}) (c) Modèle à petit échelle de temps [24].

III.2. Propagation des fissures dans les alliages de la série 6000

Beaucoup de travaux ont étudié phénomène de la fissure se fermant et s'ouvrant pendant le chargement cyclique.

La figure 28 montre la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles pour des valeurs différent de R, on voit que avec R=0 a donné la moindre vie que cela avec R=0,3 qui donne une maximum de vie.

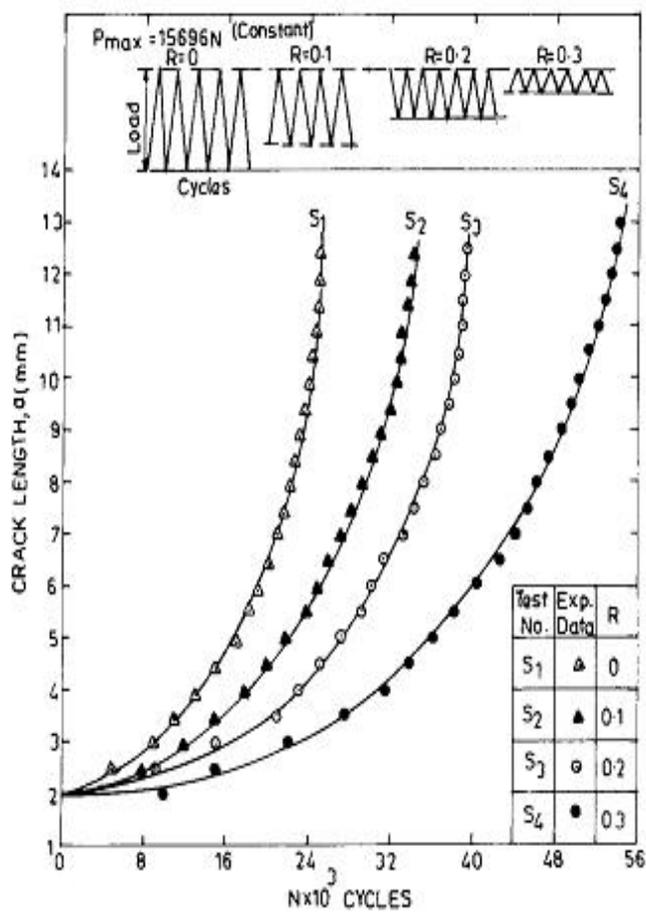


Figure 28 : Propagation de la fissure en fonction du nombre des cycles pour des différentes valeurs de R (6063 - T6) [25]

La figure 29 présente l'influence du rapport de charge sur la propagation de la fissure en fatigue de l'alliage 6082-T06, pour quatre valeurs de R: -0.25, 0.05, 0.25 et de 0.4

La figure prouve que ΔK augmente l'influence de R sur de propagation de la fissure du da/dN augmente avec R, étant cette tendance d'avantage prononcée entre R=0.05 et R=0.25 que celle entre R=0.025 et R=0.4. L'influence de R est presque absente entre R=0.25 et R=0.4.

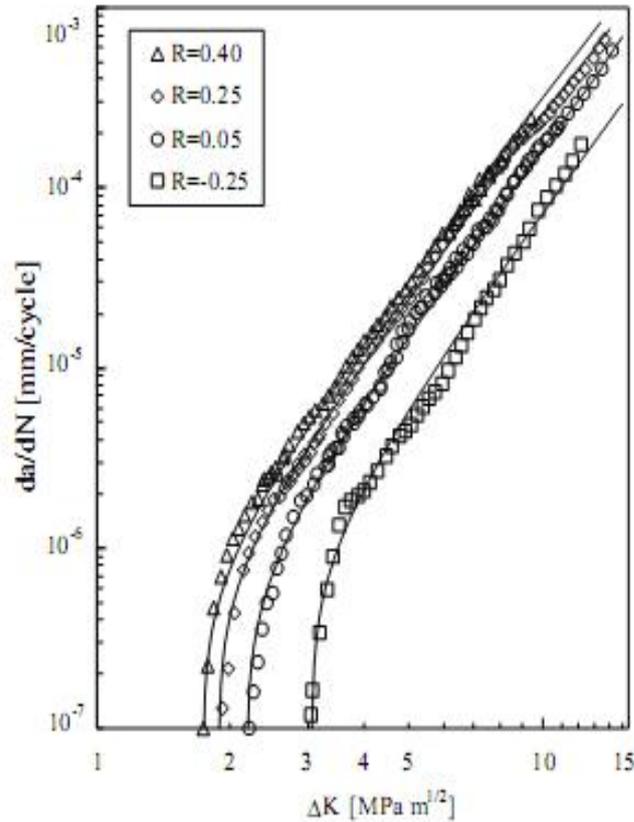


Figure 29 : Effet de la charge sur la propagation de la pour l'alliage 6082-T6 [26].

L'influence du rapport de charge et de l'épaisseur sur la propagation de la fissure en fatigue pour l'alliage d'aluminium 6061-T651 est vue dans (figure 30). Les données ont été obtenues en utilisant l'épaisseur de 3, 6 et 12 millimètres examinés aux rapports de charge $R=0.05$, $R=0.1$ et de $R=0.5$.

On a observé un effet fort de R sur la propagation de la fissure en fatigue pour l'épaisseur de 12 millimètres. Les augmentations du da/dN de propagation de la fissure (figure 30) du rapport de charge R , prouve clairement que l'épaisseur n'a aucune influence significative dans le comportement de propagation de la fissure de l'alliage 6061-T651.

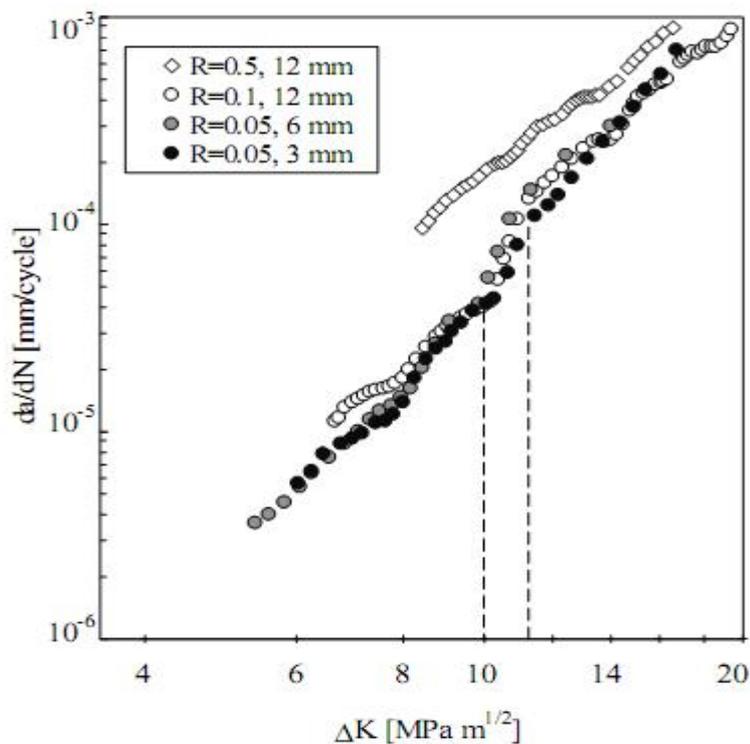


Figure 30 : Effet de rapport de charge et l'épaisseur sur la la propagation de la fissure en fatigue pour l'alliage 6061-T651 [26]

La figure 31 montre que la comparaison entre le comportement de la fissure des alliages 6082-T6 et 6061-T6 sous le même rapport de charge ($R=0.05$) et également pour la même épaisseur (3mm). Cette figure prouve que la propagation de la fissure pour l'alliage 6061-T651 est sensiblement inférieure à cela obtenu pour l'alliage 6082-T6, malgré les propriétés cycliques semblables, l'alliage 6061-T651 a une résistance sensiblement plus élevée à la fissuration par rapport à l'alliage 6082-T6.

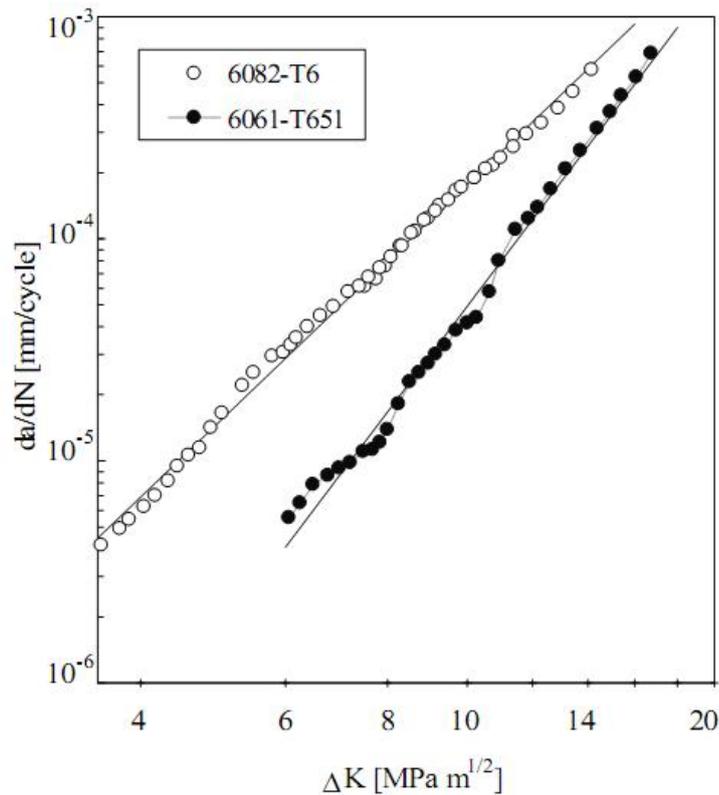


Figure 31 : Comparaison de la propagation de la fissure en fatigue entre alliages d'aluminium 6082 et 6061 à $R=0.05$ [26]

La propagation de la fissure ont été évaluées a différentes valeurs de de R(0, 0.1 , 0.2 et 0.3) et sont données dans les figures (32) c'est da/dN en fonction de ΔK ,on note que pour la meme valeur de ΔK la propagation de la fissure est plus élevé a ($\Delta K=50 \text{kg} / \text{mm}^{3/2}$) pour le rapport de charge R(0.3) et pour que ΔK augmente la propagation de la fissure augmente mais plus elevé pour (R=0) donc en deduire que la propagation de la fissure en fatigue est affectée par le rapport de charge R.

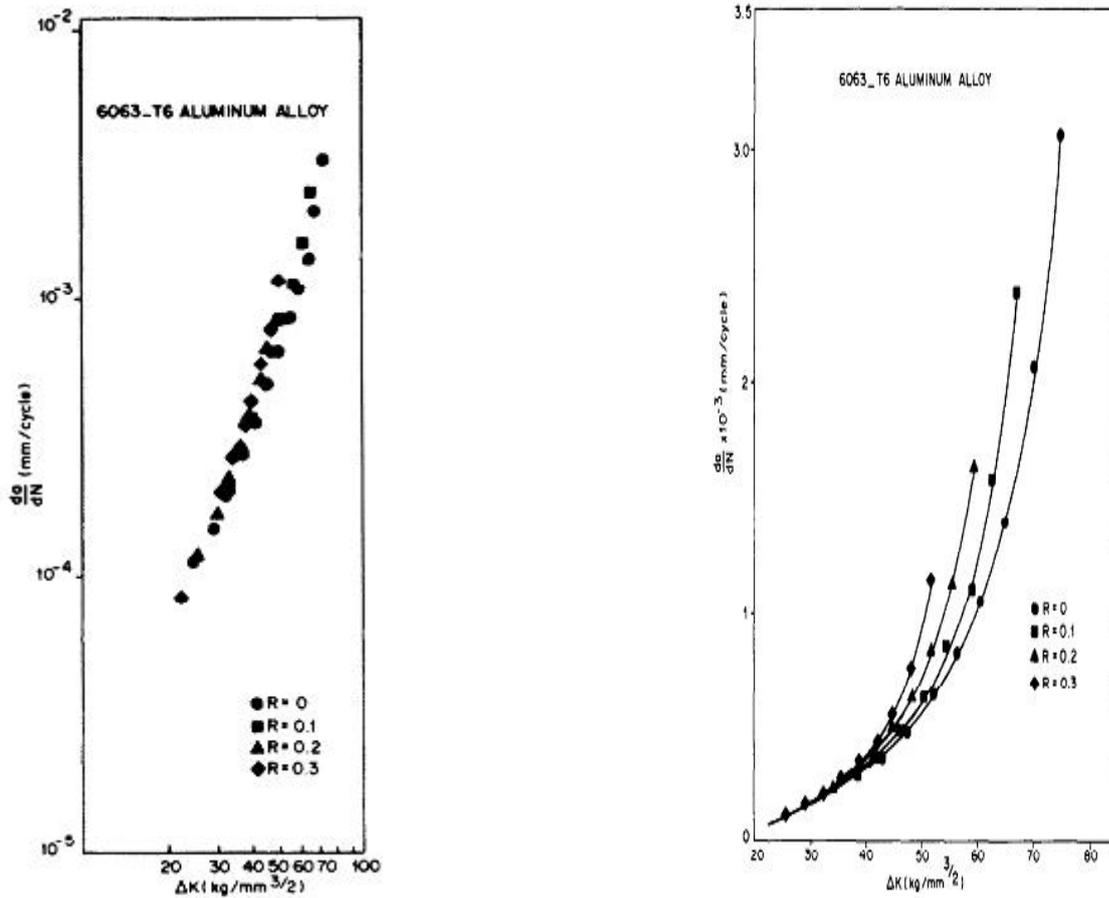


Figure 32 : Propagation de fissure en fatigue da/dN par rapport à ΔK pour des différents R [27]

On a pour la figure (33) que U augmente avec l'augmentation de R et ΔK cette relation est définie et conclue par Bachmann et Munz [28] et Elen [29] Toutefois, ils contredisent les résultats de Shih et Wei [30] dont les résultats montrent diminution de U avec ΔK .

En outre les présentes observations concordent avec les observations faites par Elber [18] et Schijve [31] c'est que U augmente avec l'augmentation de R mais ils diffèrent de leur conclusion que U est indépendant de ΔK .

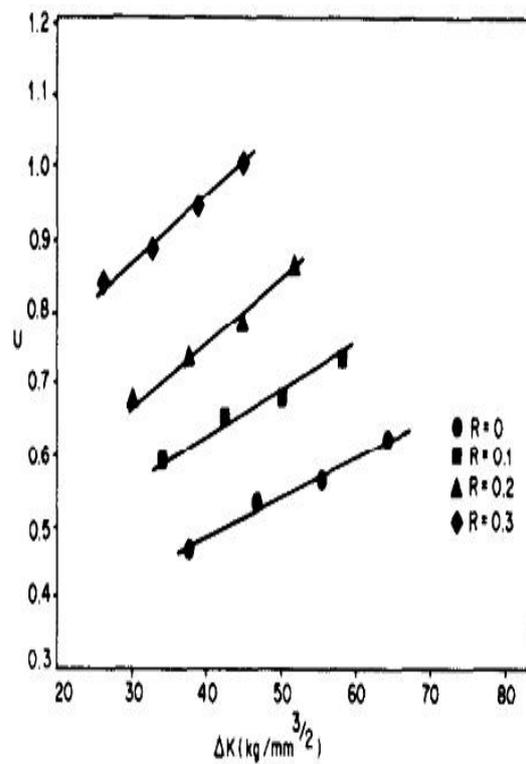


Figure 33 : Relations entre U et ΔK pour des différents R [27]

Dans cette figure(34), la propagation de la fissure en fatigue est seulement une fonction de l'intensité de contrainte effective (ΔK_{eff}), les parcelles pour chaque R auraient donné la même ligne droite. Il est donc en que la propagation de la fissure en fatigue est affectée par R.

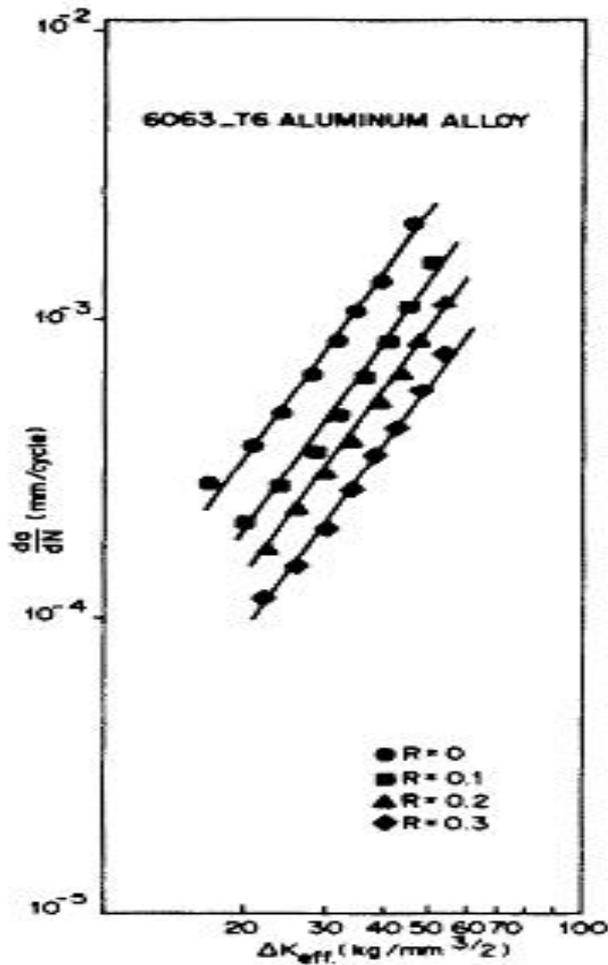


Figure 34 : Propagation de fissure en fatigue da/dN à ΔK_{eff} pour des différent R [27]

En utilisant le concept de la fermeture de la fissure et l'influence de R sur la propagation de la fissure en fatigue, une parcelle de $(1/C)$ (da/dN) en fonction du $U\Delta K$ est obtenu un résultat d'une ligne droite comme le montre la figure (35). La valeur de C est une fonction de R. ce concept est pour la propagation de la fissure en fatigue est donc développé pour alliage 6063-T6 .on a :

$$\frac{da}{dN} = C(U\Delta K)^{2.23} \quad (28)$$

Avec $C = \frac{4.65 \times 10^{-7}}{1+10R}$

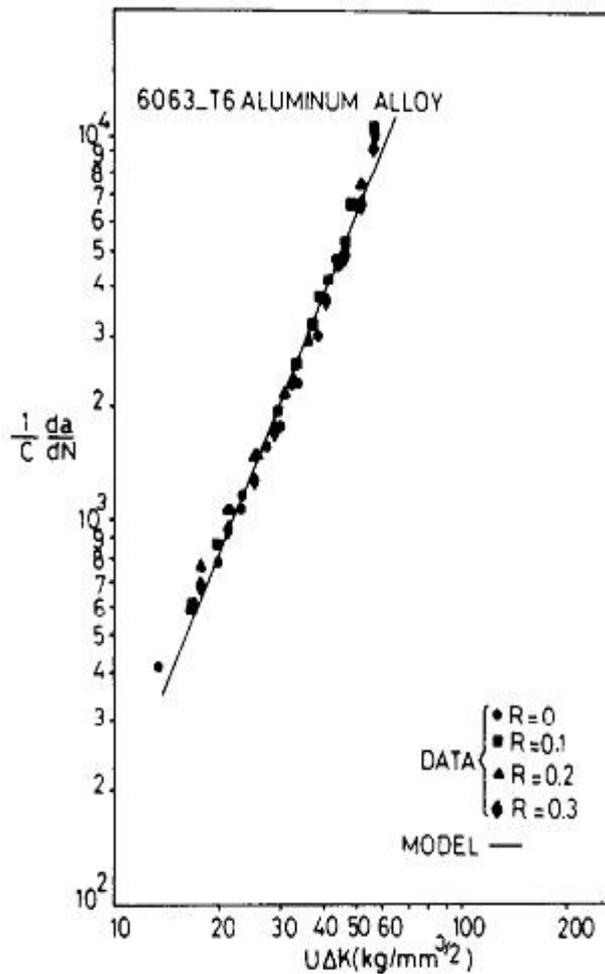


Figure 35 : la propagation de la fissure en fatigue de $(1/C)$ (da/dN) en fonction $U\Delta K$ pour Différent R. [27]

Dans la figure (36) une comparaison des données expérimentales pour des valeurs de

R (0, 0.1, 0.2, et 0.3) est sont présentées dans les figures (36(a), (b)), Ils sont présentés sur deux chiffres distincts pour faire ressortir la différence et l'effet de C.

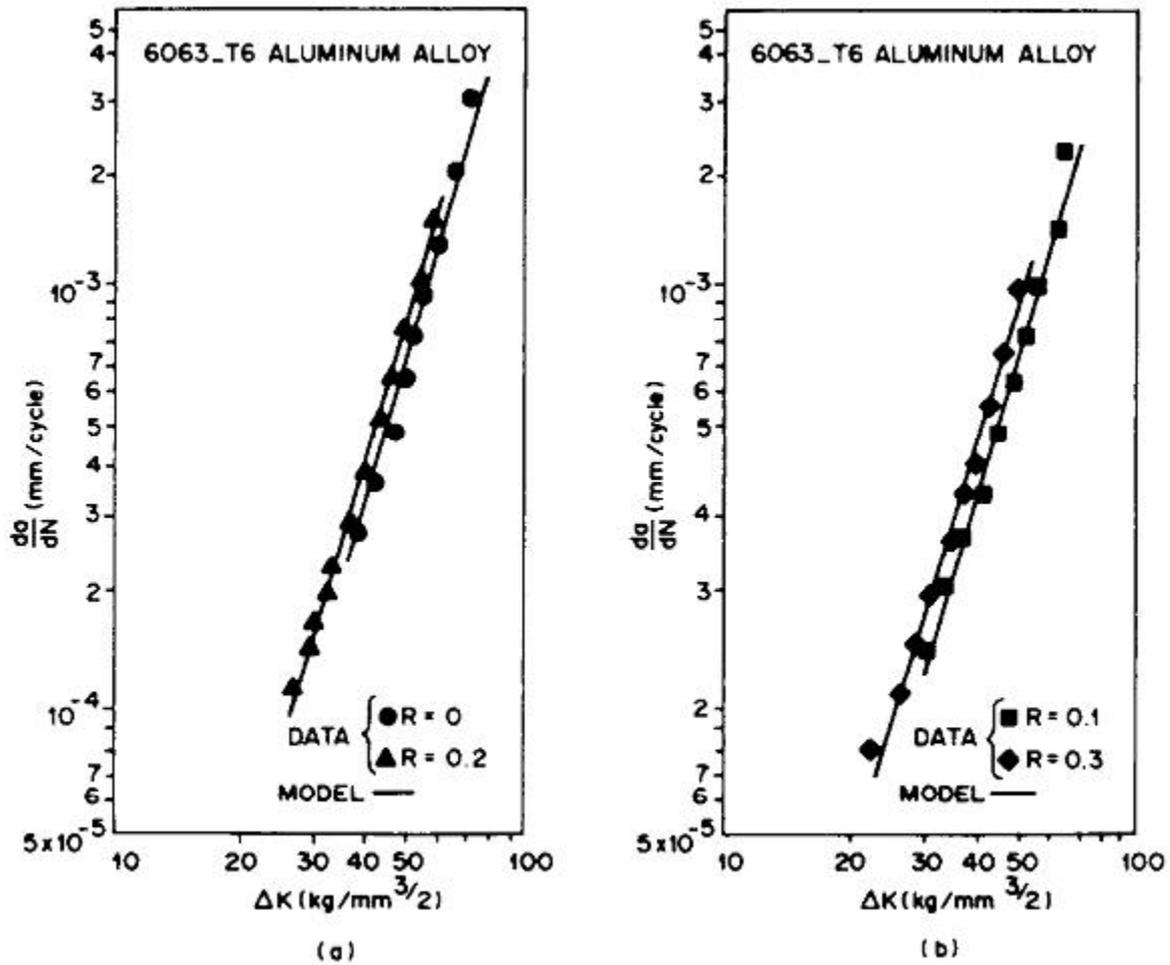


Figure 36 : Comparaison des résultats prédits et expérimentale des vitesse de fissuration [27]

Dans cette figure (37). Il ya une dispersion significative par l'influence par le facteur U sur la vitesse de la propagation de la fissure en fatigue .le U est utilisé pour définir l'intensité de contrainte.

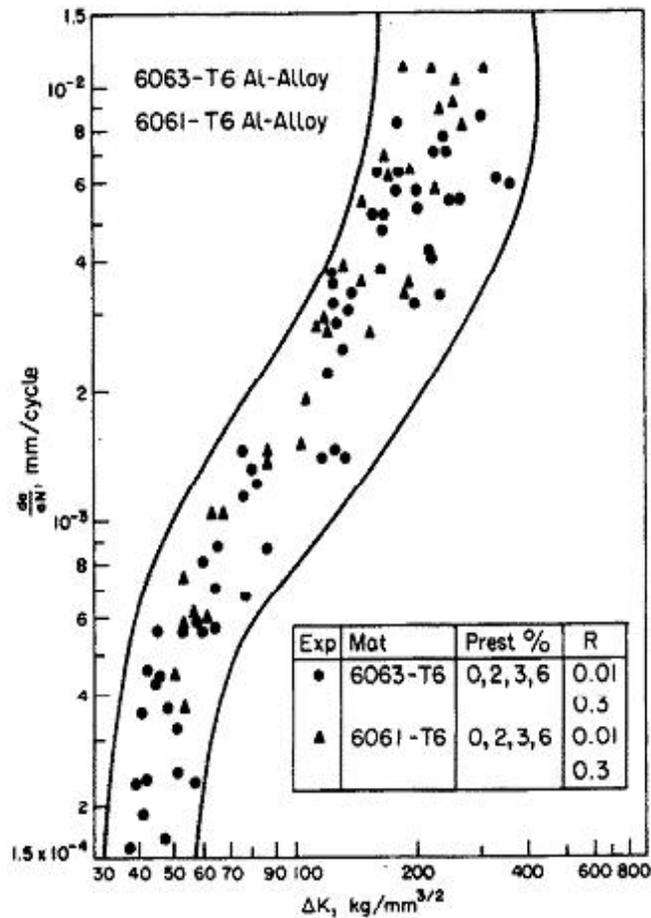


Figure 37 : Evolution de la vitesse de fissuration pour des alliages d'aluminium de la même série [32].

III.3. Propagation des fissures dans les alliages de la série 7000

Les données de la propagation de la fissure fatigue sont en fonction de ΔK . Les données des essais à toutes les valeurs négatives de R sont relativement étroites avec les données de $R = 0$ (figure 38) quand la partie de pression de ΔK du cycle de chargement a été négligée. ΔK est devenue K_{max} pour $R < 0$, apparemment, la partie de compression du cycle de chargement n'a pas affecté de manière significative la propagation de la fissure.

McEvily [33] n'a trouvé aucun effet de chargement compressif sur la propagation de la fissure dans un nombre limité d'essais sur l'alliage 7075-T6.

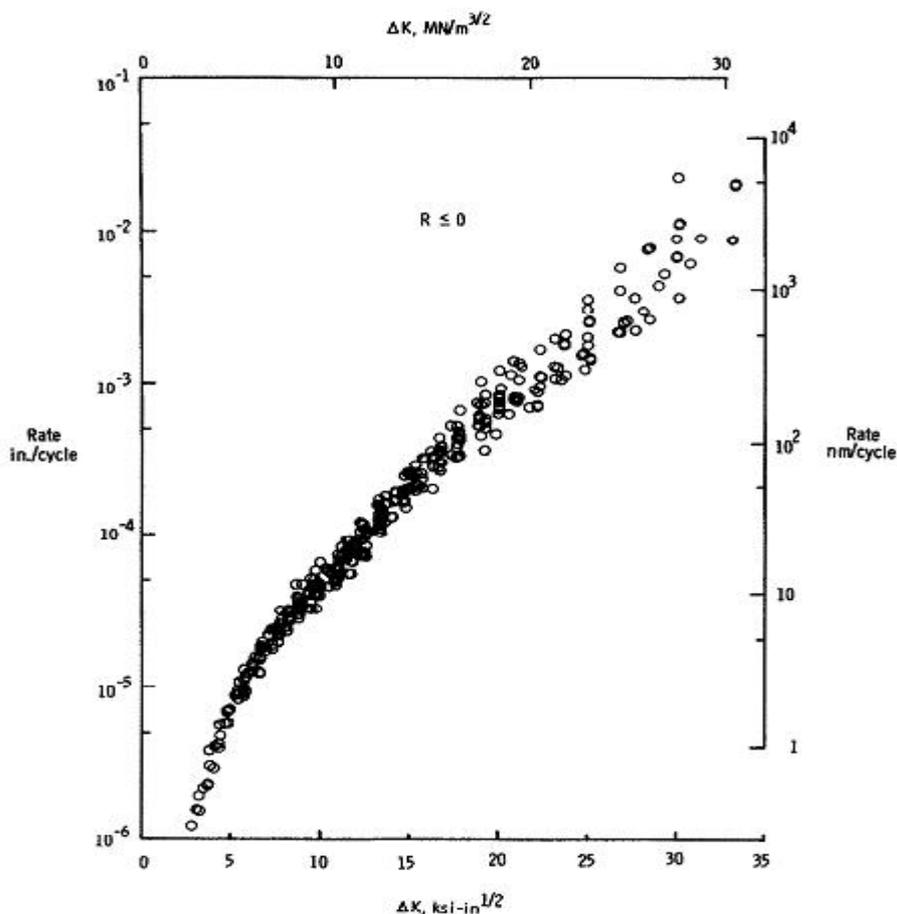


Figure 38 : Evolution de la vitesse de fissuration de l'alliage 7075 T6 pour $R \leq 0$ [33]

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 [34]. Les résultats expérimentaux (figure 39) 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.

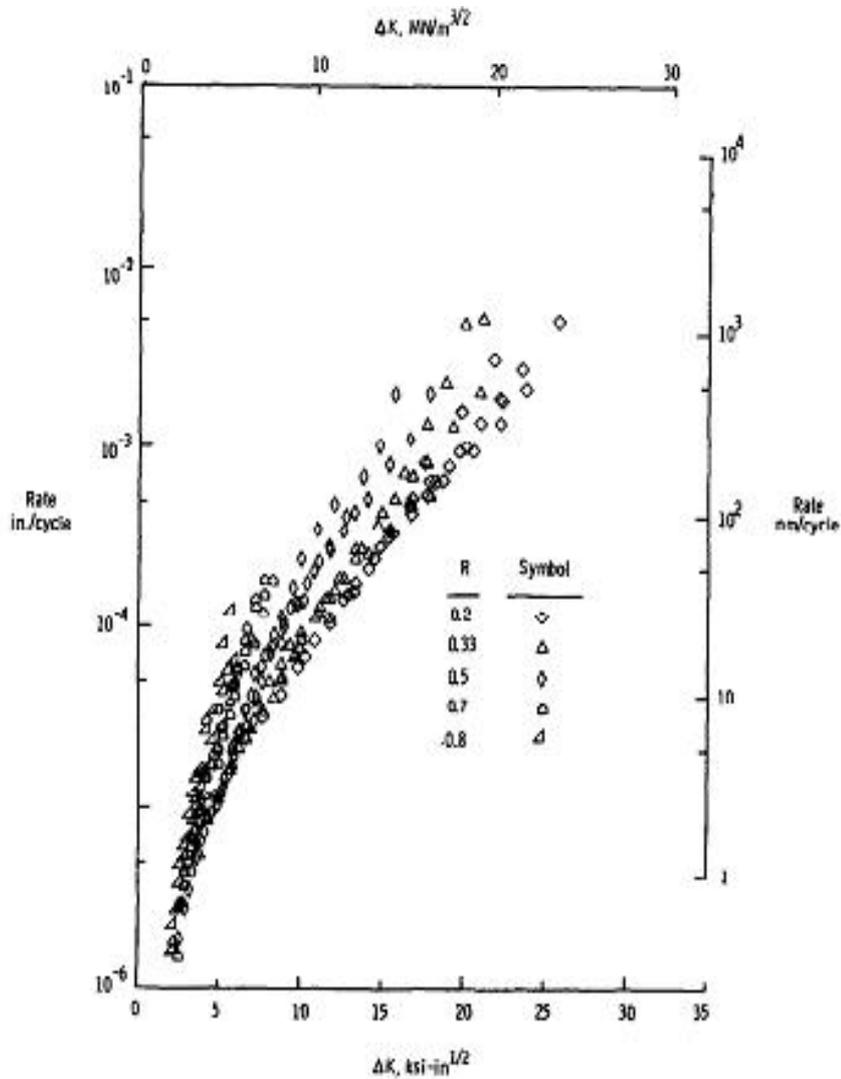


Figure 39. Evolution de la vitesse de fissuration de l'alliage 7075 T6 [34]

L'équation développée par Broek et Schijve [35] a été également adaptée aux essais

Cette équation peut également être écrite en termes de gamme contrainte-intensité est :

$$\frac{d\alpha}{dN} = C_1 \left(\frac{\Delta K'}{1-R} \right)^3 \exp(-C_2 R) \quad (29)$$

Les constantes C1 et les C2 ont été déterminés pour être 6.93×10^{-17} et 3.85, respectivement
 courbes calculées par [35] sont montrés dans (figure 40) L'équation de Broek n'est pas montrée
 les essais particulièrement bien, particulièrement aux taux plus élevés de propagation

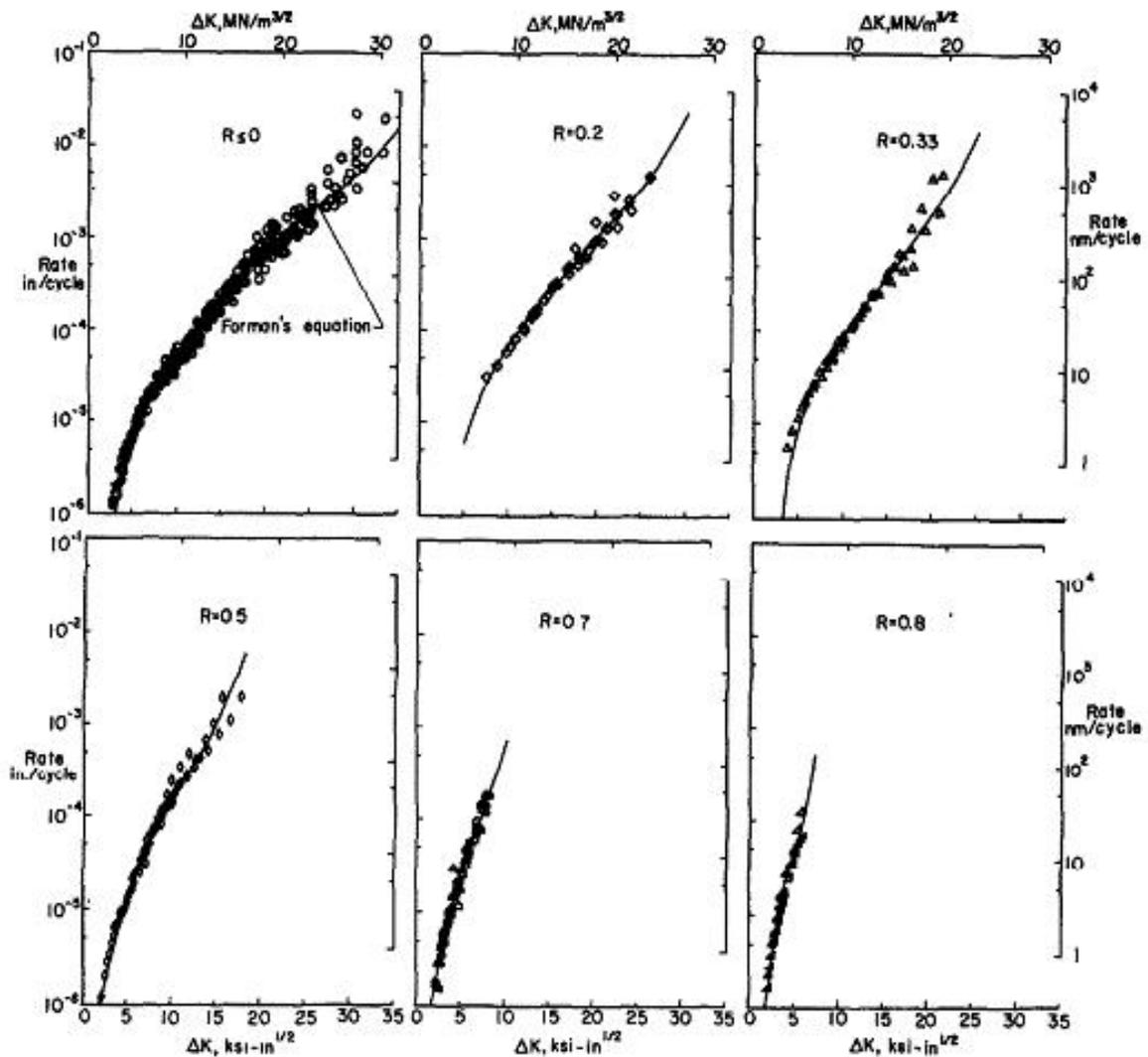


Figure 40. Propagation de la fissure en fatigue avec ΔK [35]

Les travaux menés par Lee et al. [36] 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 41) 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.

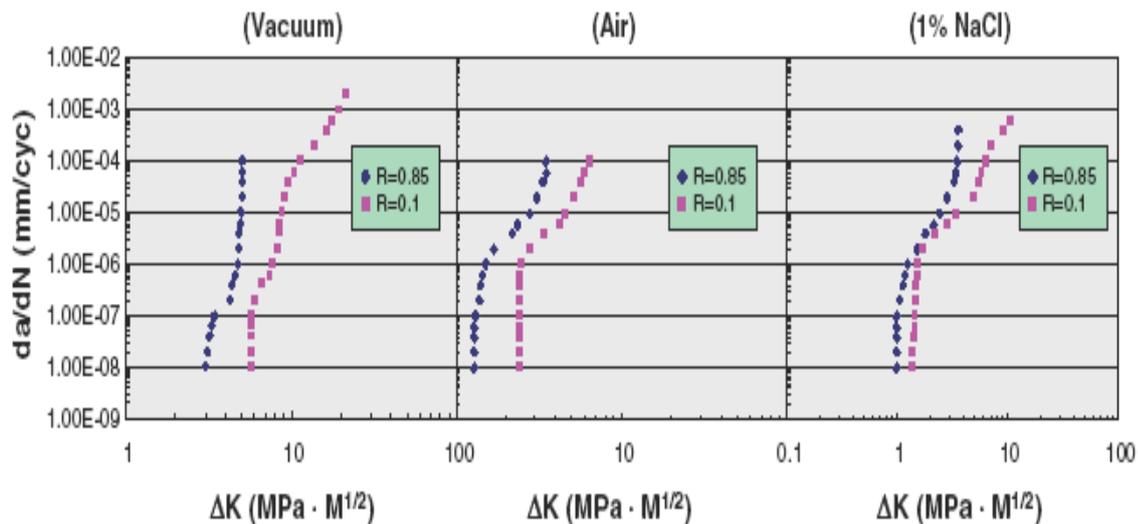


Figure 41. Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration da/dN en fonction de ΔK pour un chargement à amplitude constante sous différent environnement [36]

Dans une récente étude sur la propagation des fissures des alliages d'aluminium 7075 T7451 (figures 42), Lu et Liu [24] ont montré que l'augmentation du rapport de charge, R, a fait augmenter 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.

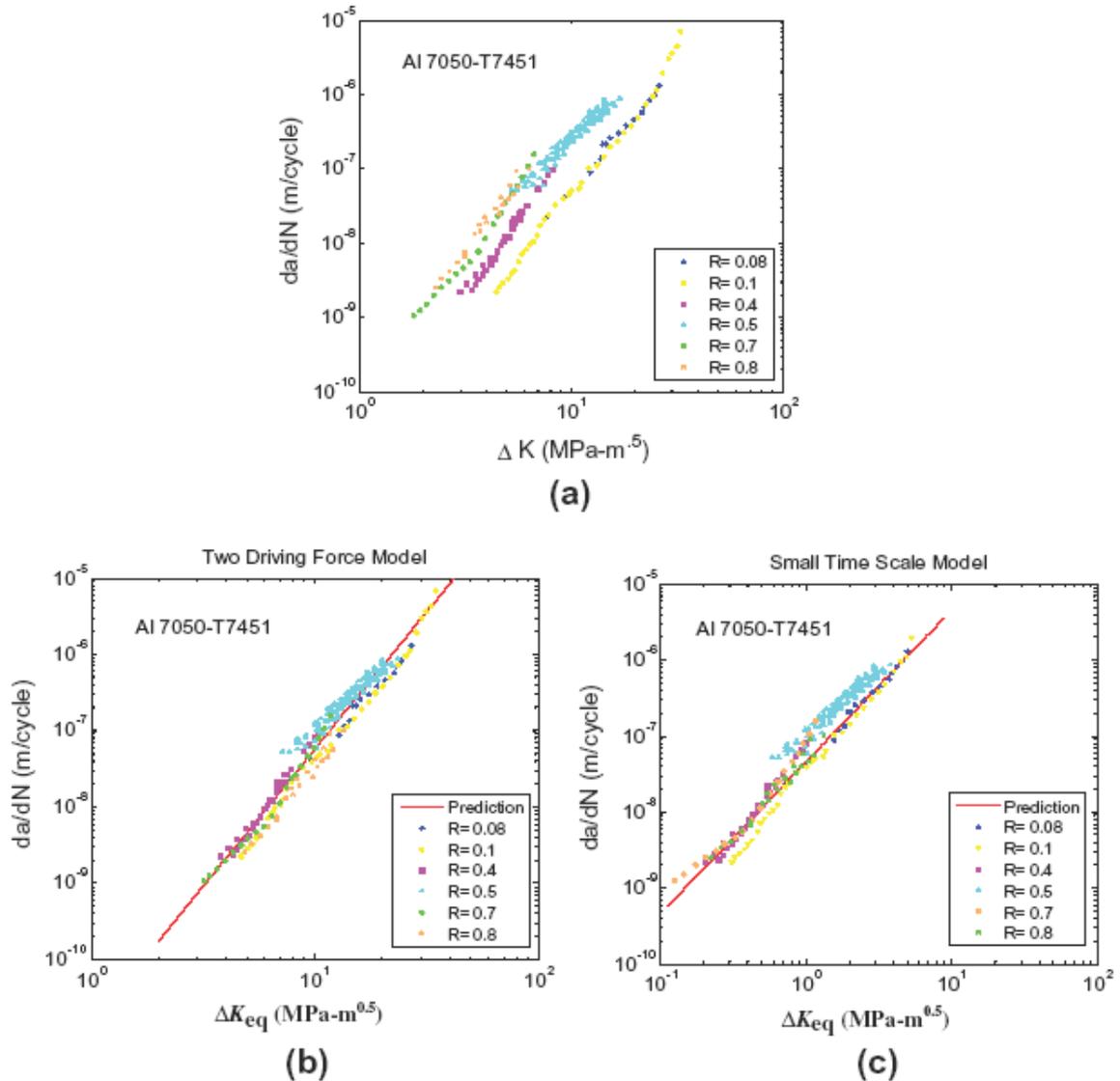


Figure 42. Analyse de la propagation des fissures de fatigue de l'alliage 7050-T7451: (a) Vitesse en fonction de ΔK ; (b) Modèle équivalent en fonction de ΔK_{eq} (ΔK , K_{max}) (c) Modèle à petit échelle de temps [24].

La figure 43 montre la variation de la vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium 7075 T6 obtenue pour six différents rapports de charge [37]. Comparativement par rapport aux résultats de Hudson et Scardina [38], 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 [37] sont respectivement

$3 \cdot 10^{-7}$ m/cycle et $4 \cdot 10^{-7}$ par contre celles de Hudson et Scardina [38] sont respectivement et $4 \cdot 10^{-8}$ m/cycle et $9 \cdot 10^{-8}$ m/cycle.

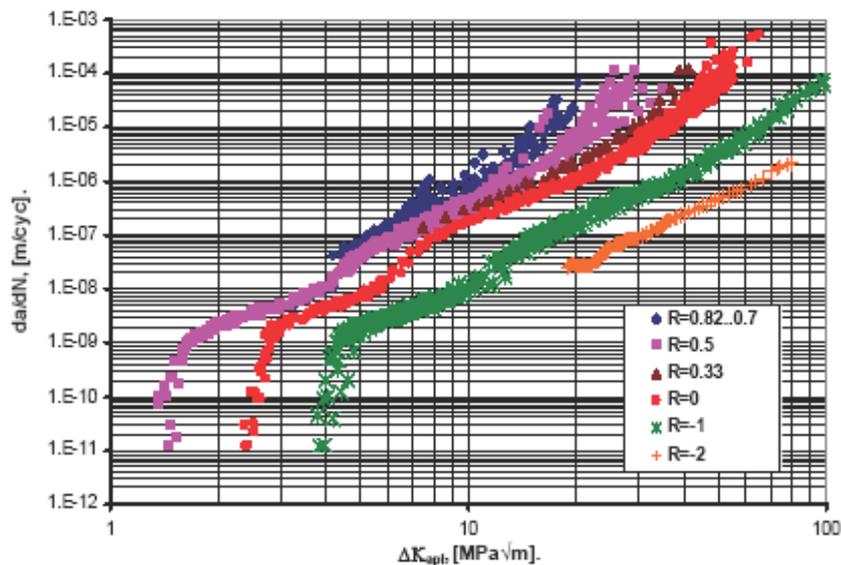


Figure 43 : Effet du rapport de charge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 7075 T6 [37]

L'effet du rapport de charge a été introduit initialement par Walker [15]. L'étude a montré que l'augmentation du rapport de charge a fait augmenter 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 [38] pour des valeurs positives et négatives et présente un modèle de fermeture de fissure modifié (Figure 44).

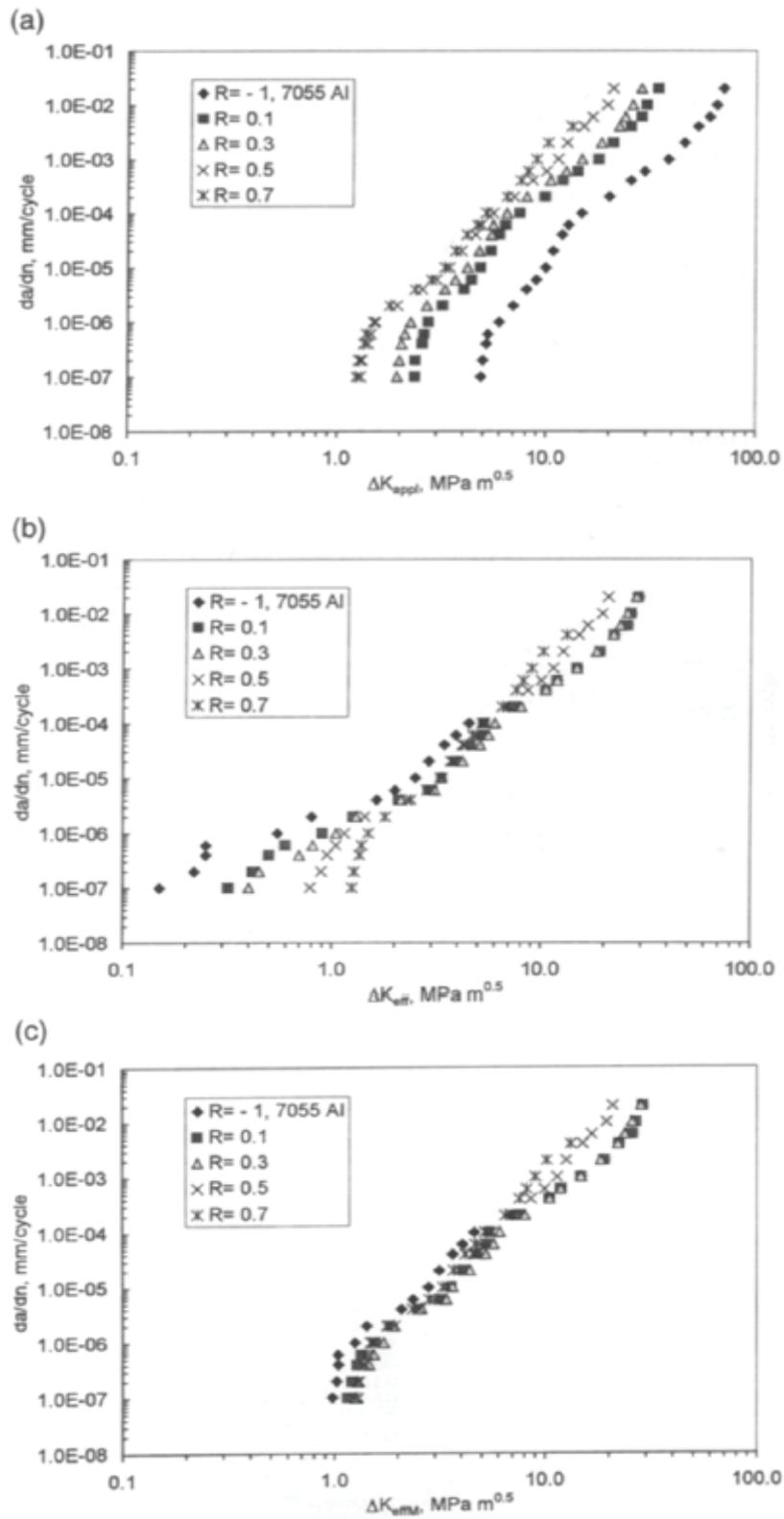


Figure 44 : Vitesse de fissuration de l'alliage d'aluminium en fonction de ΔK , ΔK_{eff} , $\Delta K_{eff-modif}$ de l'alliage 7055 T7511 en fonction du rapport de charge R [38]

Chapitre IV

Synthese

IV. 1. L'effet du rapport de charge

Dans cette partie j'ai présenté les différents résultats relatifs à l'effet du rapport de charge sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminiums pour les séries 2000 – 6000 -7000 dans le type de chargement à amplitude constante et fait une comparaison entre les différents alliages d'aluminiums de chaque série .

Présenté l'effet de traitement chimique et leur influence sur la durée de vie et la vitesse de fissuration.

Présenté l'effet de la fréquence sur la durée de vie.

a/ **Série 2000 :**

Les figures (45), (46) et (47) montrent l'effet du rapport de charge R sur la durée de vie en fatigue, et une comparaison entre les alliages de la même série avec un même rapport de charge.

On remarque, que l'augmentation du rapport de charge a fait augmenter la durée de vie, et fait augmenter la vitesse de fissuration.

L'évolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur de contrainte ΔK pour 2618 ($R=0.1$) la vitesse de fissuration est plus élevée que ($R=0.5$)

Pour la comparaison, on remarque qu'il y'a une grande différence de la vitesse de fissuration entre ces alliages, on voit que la vitesse de fissuration pour l'alliage 2618 est plus élevée que les autres alliages de la série 2000.

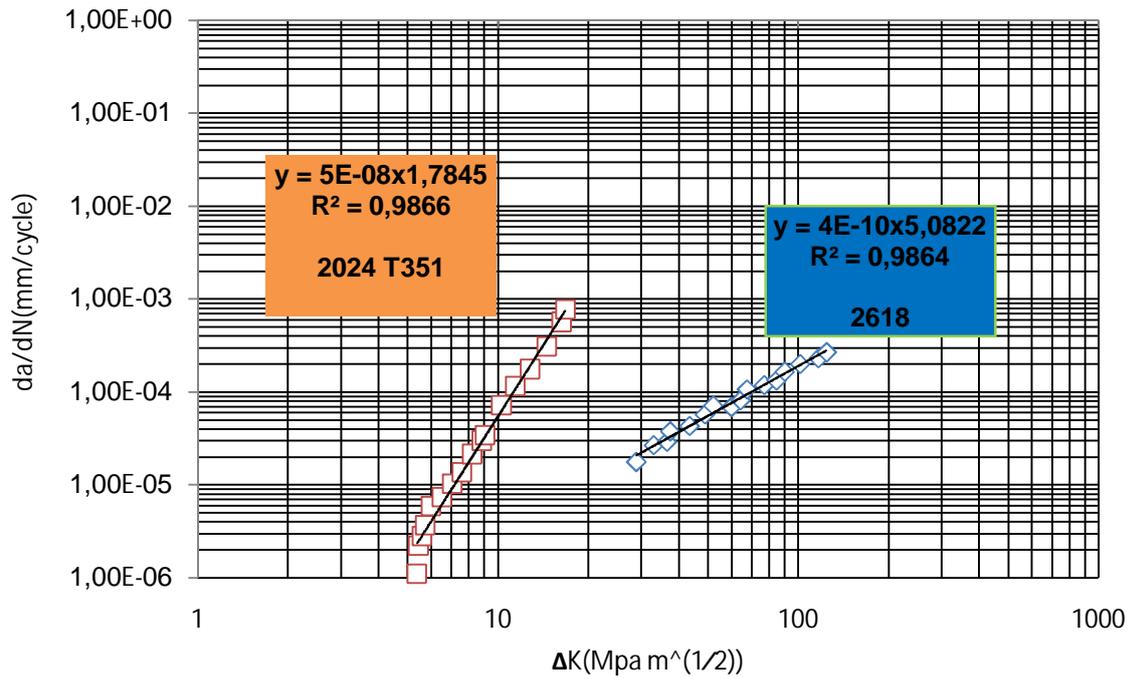


Figure 45: comparaison des vitesses de fissuration de 2024 T351 et 2618 a R=0.1

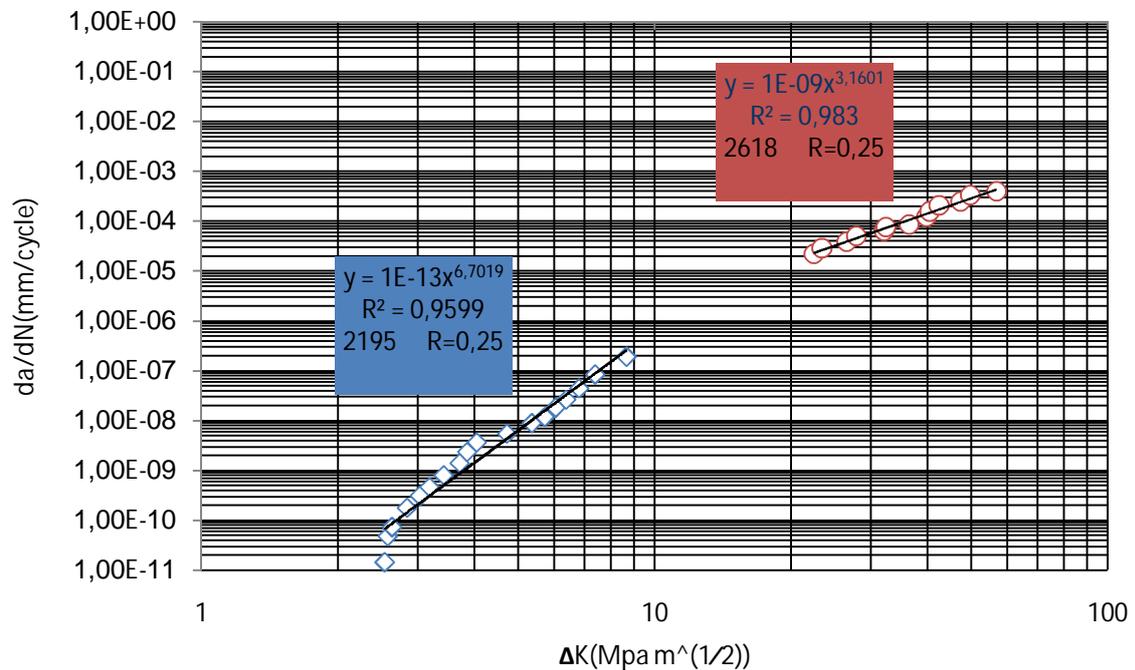


Figure 46 : comparaison des vitesses de fissuration du 2195 et 2618 a R=0.25

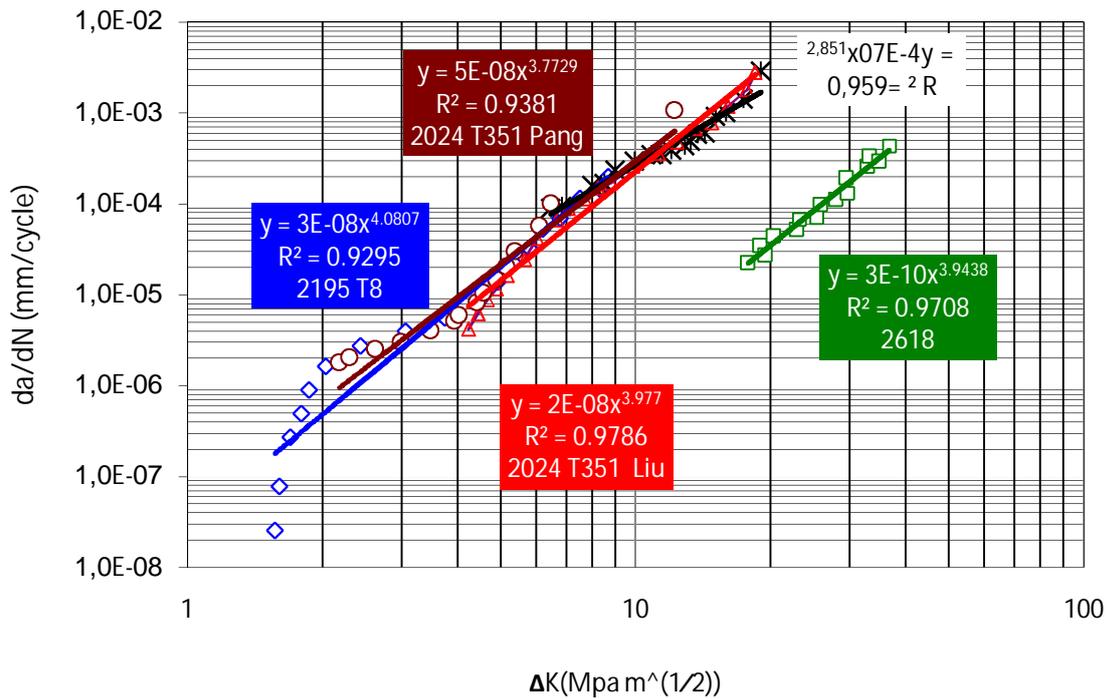


Figure 47: comparaison des vitesses de fissuration de différents alliages de la série 2000 a R=0.5

b/ Série 6000

Les figures (48) et (49) montrent que l'augmentation du rapport de charge a fait augmenter la vitesse de fissuration, et on voit dans la figure (48) que la vitesse de fissuration de l'alliage 6061 T651 est plus élevée que l'alliage 6063 T6, et pour la figure (49) la vitesse de fissuration de 6061 T651 est plus élevée que 6082 T6.

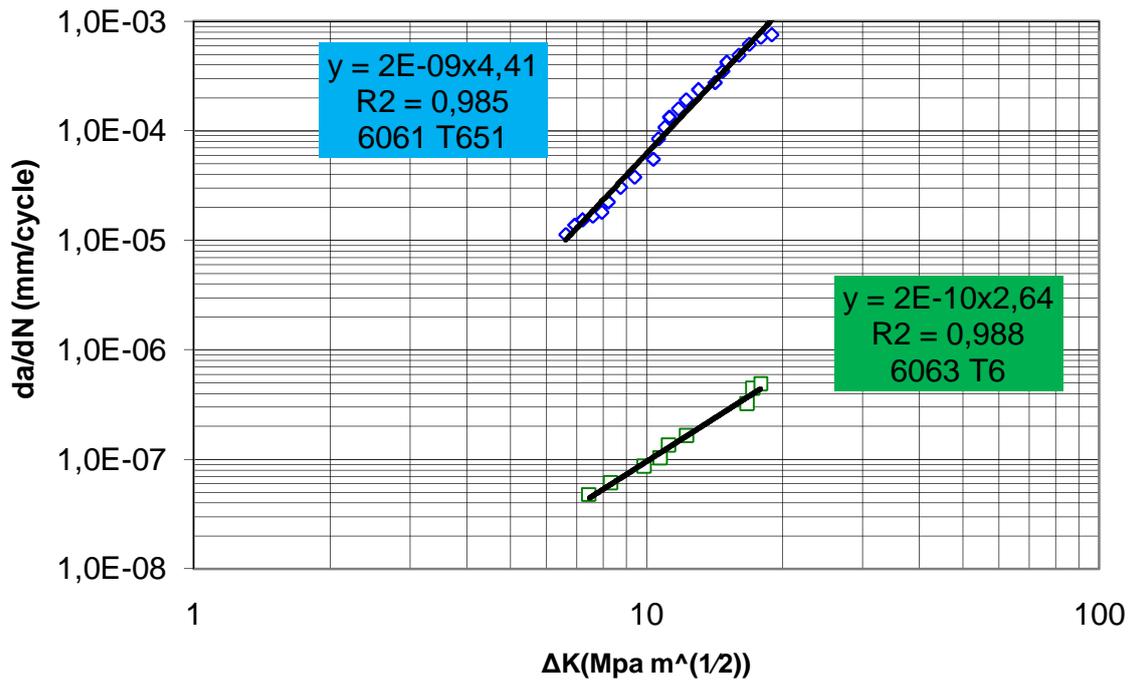


Figure48: comparaison de la vitesse de fissuration a R=0.1

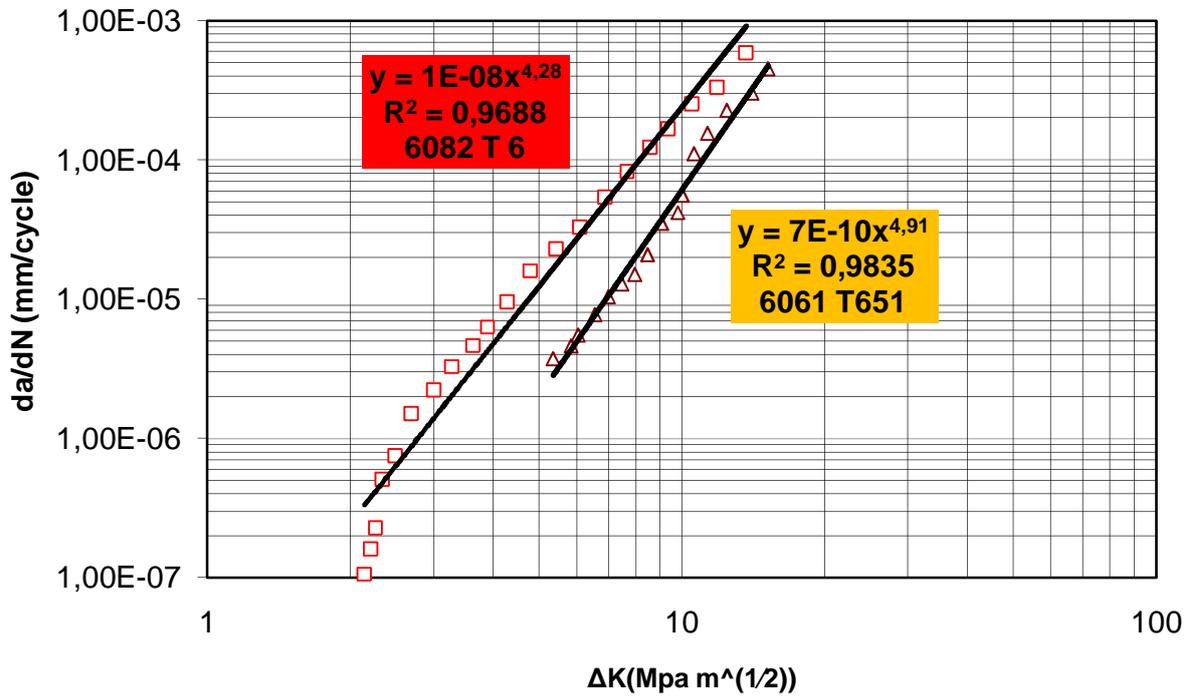


Figure49 : comparaison de la vitesse de fissuration a R=0.05

c/ Série 7000

Les courbes montrent une augmentation de la vitesse de propagation (da/dN) avec l'augmentation du rapport de charge, les figures (50) et (51) montrent qu'il ya une augmentation de la durée de vie de l'alliage 7075 T651 a R=0.5 par rapport a R=0.2.

On voit que la vitesse de fissuration de l'alliage 7075 T7351 est plus élevée que l'alliage 7075 T6 pour le même rapport de charge (R=0.8) est aussi pour (R=0.7), et même pour 7075 T651.

Cette comparaison nous donne que l'alliage 7075 T7351 et 7075 T651 est plus résistance que les autres alliages.

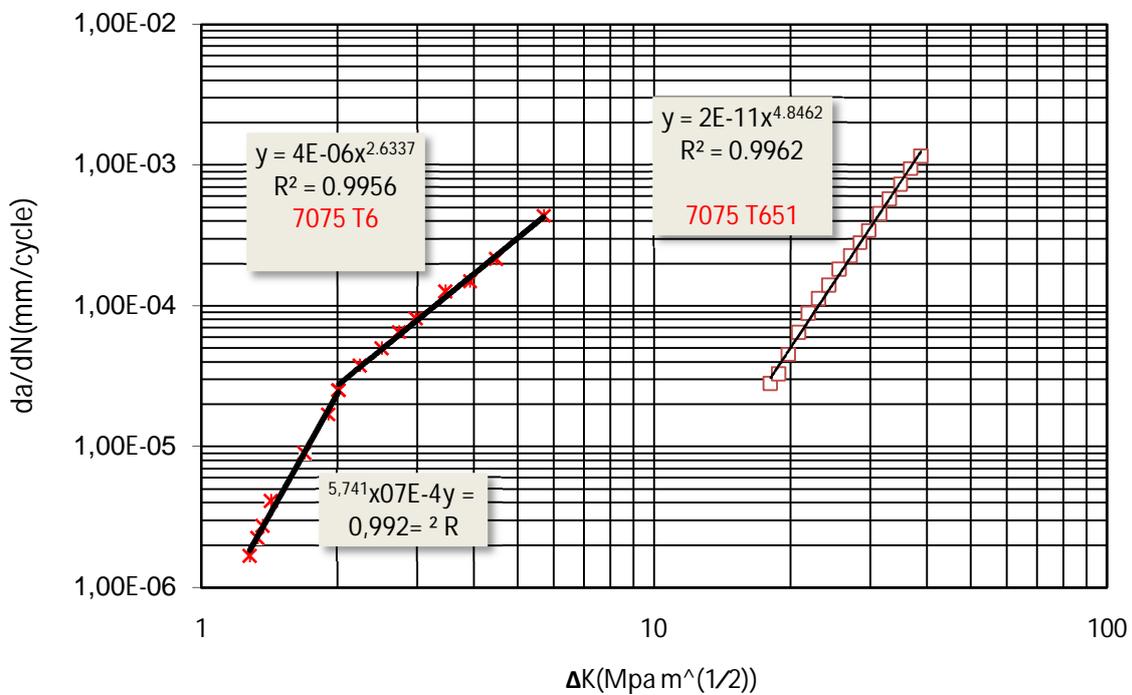


Figure 50: comparaison de la vitesse de fissuration a R=0.5

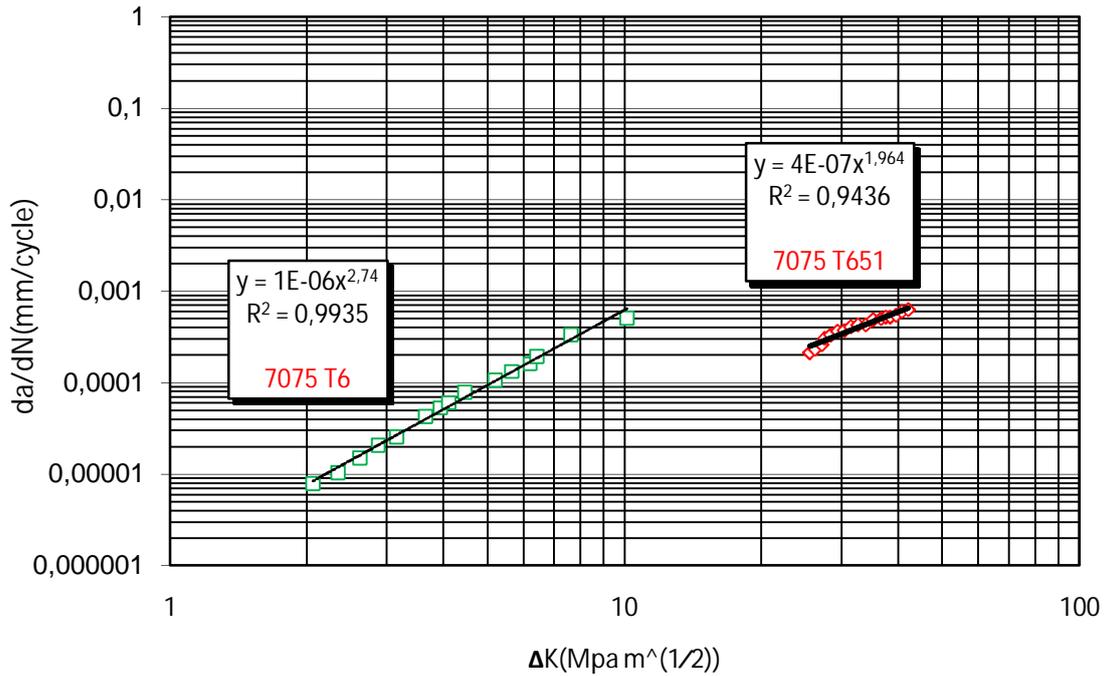


Figure 51: comparaison de la vitesse de fissuration a R=0.2

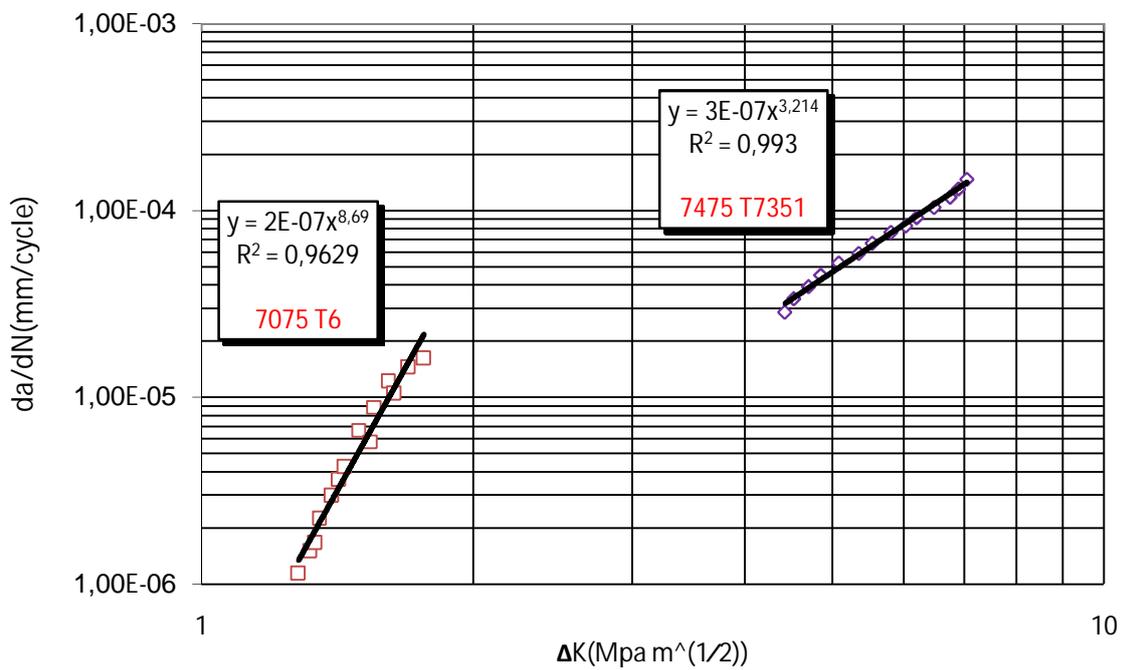


Figure 52: comparaison de la vitesse de fissuration a R=0.8

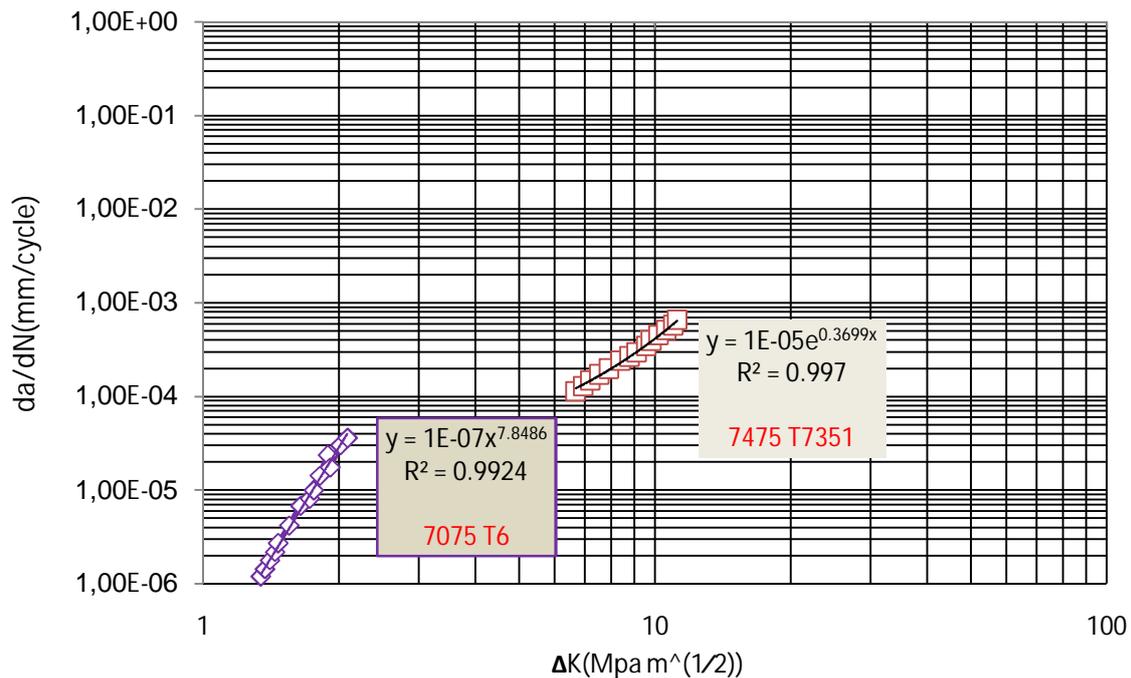


Figure 53: comparaison de la vitesse de fissuration a R=0.7

IV. 2. L'effet du traitement thermique

Seuls neuf éléments sont capables de s'allier à l'aluminium parce qu'ils ont une solubilité dans l'aluminium à l'état solide supérieur à 0,5 %. Ce sont : l'argent, le cuivre, le gallium, le Germanium, le lithium, le manganèse, le magnésium, le silicium et le zinc. Pour diverses raisons de coût (l'argent), de disponibilité (le gallium, le germanium) et de difficultés de mise en œuvre (le lithium), la métallurgie de l'aluminium est fondée, depuis son début, sur uniquement cinq éléments d'alliage qui sont :

- Le cuivre.
- Le manganèse.
- Le magnésium.
- Le silicium.
- Le zinc.

Ces cinq éléments sont à la base des huit familles d'alliages d'aluminium. L'action d'un

élément sur les propriétés de l'aluminium dépend bien évidemment de sa nature et de la quantité ajoutée. Mais, pour certains d'entre eux, leur influence sur les propriétés de l'alliage peut aussi dépendre de la présence d'un, ou plusieurs autres éléments, parce qu'ils peuvent former des composés intermétalliques entre eux.

a/ **Serie 2000 :**

Le système aluminium-cuivre a été l'un des premiers à être industriellement exploité sous l'appellation « duralumin » qui a été, pendant longtemps, la dénomination commerciale et usuelle des alliages d'aluminium à 4 % de cuivre de la famille 2000.

La solubilité du cuivre dans l'aluminium à l'état solide décroît de 5,7 % depuis la température eutectique de 547 °C jusqu'à la température ambiante où elle n'est plus que de 0,5 % [40]

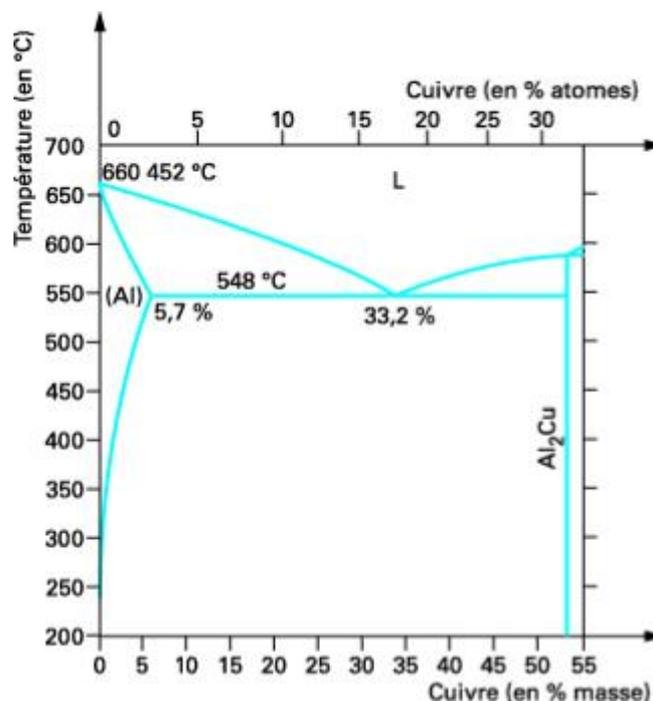


Figure 54: diagramme binaire aluminium-cuivre [40]

En vois que l'alliage 2618 avec une fréquence **f=10hz** est l'alliage 2024T351 avec une fréquence **f=20Hz** est plus résistance que les autres alliages et en vois que le pourcentage du cuivre et du magnésium est plus élevé que les autres compositions chimiques.

Tableau3: les compositions chimiques de l'alliage 2024 T351

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ni	Zr	Al
0,10	0,18	4,35	0,67	1,36	0,02	0,07	0,03	0,03	0,01	Balance

Tableau 4: les compositions chimiques pour l'alliage 2195

Cu	Li	Mg	Ag	Zr	Al
3,98	0,96	0,36	0,28	0,15	Balance

Tableau 5: les compositions chimiques pour l'alliage 2618

Cu	si	Fe	Mg	Ni	Ti	Al
1.3	0.25	1.1	1.5	1.0	0.07	Balance

a/ Serie 6000

pour l'alliage 6061T651 et 6063T6 avec un même rapport de charge($R=0,1$) et $f=10\text{Hz}$ pour 6063T6 et $f=20\text{Hz}$ pour 6061T651 mais avec des différents compositions chimique.

En vois que le composition chimique pour le (Mg) et le (Si) ces deux éléments qui influe sur le comportement des matériaux et affecter sur la taille des grains de l'alliage qui nous donne résistivité plus élevé.

Tableau 6 : Les compositions chimiques pour l'alliage 6063 T6

	Cui	Mg	Si	Fe	Mn	D'autre
Min	0,1	0,4	0,3	0,3	0,3	0,3
Max	0,1	0,9	0,7	0,6	0,3	0,4

Tableau 7 : Les compositions chimique pour l’alliage 6082 T6 et 6061 T651

Alliage	Si	Mg	Mn	Fe	Cui
6082 T6	1,05	0,80	0,68	0,26	0,01
6061 T651	0,69	0,94	0,11	0,29	0,25

a/ Serie 7000

La plupart des alliages d'aluminium utilisés dans les structures aéronautique sont des alliages a durcissement structural. Comme ceux de la série 7000.

Le système Aluminium-Zinc-Magnésium (famille7000), l’alliage 7075 est le plus courant.

Depuis les résultats précédents sur l'effet du rapport de charge, on voit que l'alliage 7075 T7351 il a la meilleur réstétivité par rapport a 7075 T6.

Tableau 8 : composition chimique du l’alliage d’aluminium 7475 T7351

Zn	Mg	Cui	Cr	Fe	Si	Ti	Al
5,79	1,95	1,76	0,24	0,07	0,05	0,05	Balance

●Comparaison

L'alliage 7075 T7351 est le plus résisté par rapport les autres alliages, et on voit que l'alliage 6063 T6 il a la faible vitesse de fissuration et une moindre résistivité (figures 55, 56).

Alliages d’aluminium 2024 T351 et 7075 T7351: L’addition de magnésium dans les alliages aluminium-cuivre (famille 2000) et les alliages aluminium-zinc-magnésium (famille 7000) augmente la sensibilité au revenu en favorisant la diffusion de phases intermétalliques durcissantes. Combiné au silicium pour former la phase Mg_2Si , le magnésium contribue à l’accroissement des propriétés mécaniques de l’alliage 2024.

Dans les alliages aluminium-zinc-magnésium, il se combine au zinc pour former le composé intermétallique $MgZn_2$ qui contribue également au durcissement structural des

alliages 7000.

Si les alliages de la famille 7000 présentent d'excellentes caractéristiques mécaniques en traction ($R_m = 450$ MPa), par contre leur comportement en fatigue est inférieur à celui de l'alliage 2024. Dans cette famille, l'alliage 7075 est le plus courant. C'est à l'état T6 qu'il offre les meilleures caractéristiques mécaniques mais aussi un très mauvais comportement en corrosion. Pour améliorer sa résistance à la corrosion, un traitement de double revenu (état T7) lui est appliqué. Ce traitement améliore la ténacité mais provoque une chute de 10 à 15 % de la résistance à la traction et des autres propriétés mécaniques statiques. [41]

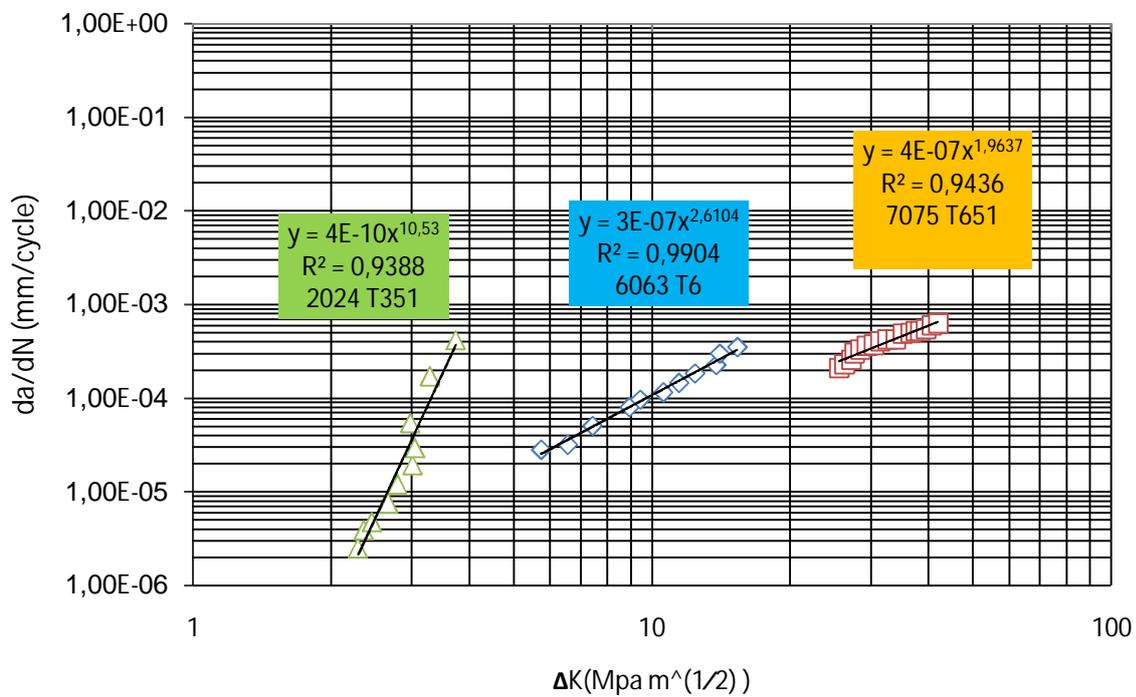


Figure 55 : comparaison des vitesses de fissuration (R=0.2)

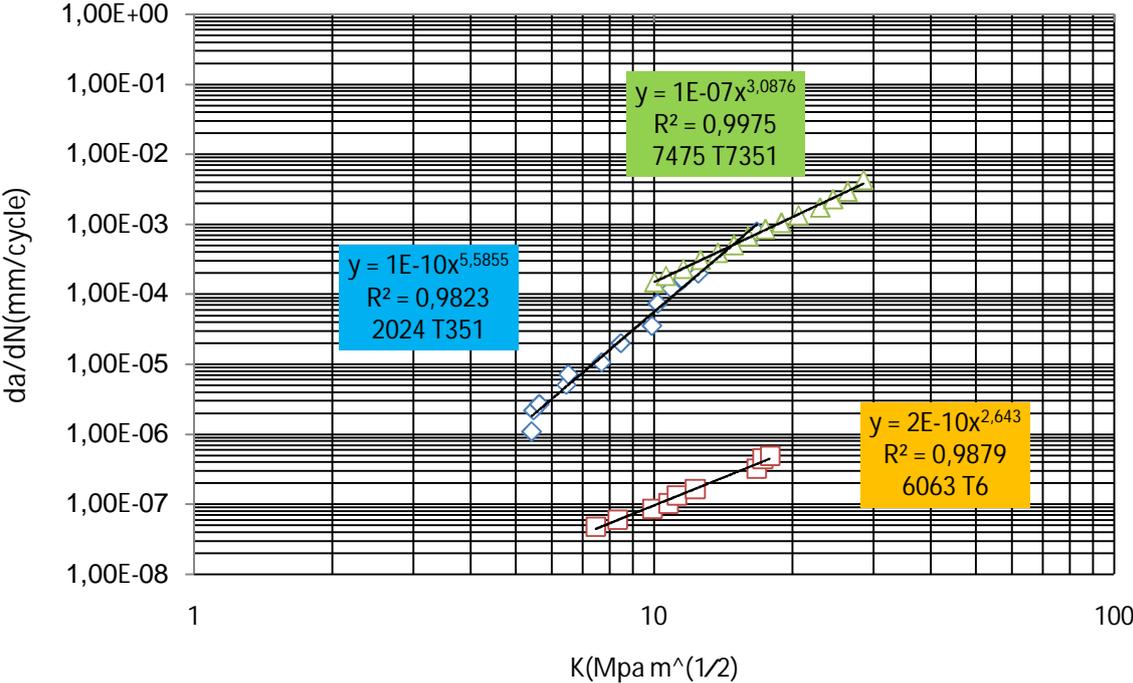


Figure 56 : comparaison des vitesses de fissuration (R=0.1)

Conclusion générale

Conclusion générale

Ce travail présente un état de l'art sur le comportement en fissuration par fatigue des alliages d'aluminium à durcissement structural à savoir la série 2000, 6000 et 7000. Les effets du chargement caractérisés par le rapport de charge et les états de traitement thermique ont été présentés.

Les résultats analysés montrent que le rapport de charge R est un paramètre important qui caractérise la vitesse de propagation de fissure en fatigue. En effet, pour une valeur donnée de ΔK , la vitesse de propagation de fissure augmente avec l'augmentation du rapport de charge.

Pour le traitement thermique le cuivre et 4% de la famille 2000, l'addition de cuivre a fait augmenter la durée de vie, l'alliage 2024 est le plus couramment utilisé. Ce sont ses qualités de tolérance aux dommages qui en font l'alliage utilisé sur toutes les structures aéronautiques dimensionnés en fatigue.

BIBLIOGRAPHIE

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE

- [1] H.M. Westergaard(1939), "Bearing pressures and cracks".Transactions ASME, journal App. Meach., A49
- [2] J.Benard, A. Michel, J.Philibert, and J.Talbot.Métallurgie générale. Masson, 1984.2e édition.
- [3] N. Recho, "Rupture par fissuration des structures", Eds. Hermès, Paris, 1995.
- [4] C. Bathias and J.P. Baïllon, " La fatigue des matériaux et des structures", Editeur Paris et les Presses de l'Université de Montréal Québec, 1980.
- [5] P.C. Paris and F. Erdogan, "A critical analysis of crack propagation law", J. Basic Engng. Vol. 85, N° 4, pp. 528-539, 1963.
- [6] A.H. Sherry, G. Wardle, S. Jacques and J.P Hayes, "Tearing-fatigue interactions in 316L(N) austenitic stainless steel ", Int. J. of Pressure Vessels and Piping. Vol. 82, pp. 840-859, 2005.
- [7] R.G. Forman, V.E. Hearney and R.M. Engle, "Numerical analysis of crack propagation in cyclic loaded structures ", Journal of Basic Engineering, Trans of ASME, Vol. 89, pp. 459-463, 1967.
- [8] I.M. Austen, "Britich steel corporation research PT/6795/8/77/A", 1977.
- [9] H. P Lieurade et P. Rabbe, "Etude à l'aide de la mécanique de la rupture de la vitesse de
- [10] M. Klesnil and P. Lukas, "Effect of stress ratio on fatigue crack growth", Mat. Sci. Eng I. Vol. 9, pp.
- [11] O. Vosikovsky, "The Effect of stress ration on fatigue crack growth rate in steels". Engng. Fract. Mech. Vol. 11, pp 595-602, 1979.
- [12] Thart, W. G. J? Residuel strength of (0+-45) And (45+-0) cqrbon/apoxy laminattes Nat. Aerospace Lab.NLR Report TR77115? Amsterdam1977
- [13] 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.

- [14] R.G Forman, S.R Menu, "Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending load inTi-6Al-4V alloy" fracture Mecanics 22ndsymposition Vol 1, ASTM STP 1131 H.A saxena AndD.L Mcdowell eds.aerican society for tsting and materials, phihladelph, 1992
- [15] Walker, EK., 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.
- [16] 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.
- [16] R,C, DIMITRIU , H.K.D.H. Bhadeschia (2010) ,Fatigue crack growth rate model formetallic alloys. Materials and Design 31m pp2134-2139.
- [17] Elber, W., 1970. "Fatigue crack closure under cyclic tension". *Engineering FractureMechanics*, 2, pp. 37-45.
- [18] 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.
- [19] Technique de l'ingenieur
- [20] 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.
- [21] 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.
- [22] J.P. Chubb, T.A. Morad, B.S. Hockenhull, J.W. Bristow,The effect of exfoliation corrosion on the fatigue behaviour of structural aluminium alloys, Structural Integrity of Ageing Airplanes, Springer-Verlag, Berlin, 1991, p. 87

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE

- [23] J. Schijve, (1973). "Fatigue crack propagation and the stress intensity factor". Faculty of Aerospace Engineering, Delft, Memorandum M-191 (1973).
- [24] 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.
- [25] Chang, satish & Garg, S. B; L, Crack propagation under constant amplitude loading. Engng Fract. Mech., 21 (1) (1985) 1-30
- [26] Borrego LP, Ferreira JM, Costa JM. Fatigue Crack Growth and Crack Closure in an AlMgSi Alloy. Fatigue Fract Engng Mater Struct 2001;24:255-266
- [27] 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.
- [28] V. Bachmann and D. Munz. Conference on fatigue testing and design. Conf. Paper 35, London (5-9 April 1976).
- [29] H. U. Staal and J. D. Elen, Crack closure and influence of cyclic ratio R on fatigue crack growth in type 304
- [30] T. T. Shih and R. P. Wei, A study of crack closure in fatigue. Eng. Fract. Mech. 6, 19-32 (1974).
- [31] J. Schijve and W. J. Arkema. Crack closure and the environmental effect on fatigue crack growth. Rep. VTH- 217, Delft. The Netherlands (April 1976)
- .
- [32] RAGHUVIR KUMAR^t and S. B. L. GARG^f Mechanical Engineering Department, Motilal Nehru Regional Enginee~ng College, Allahabad-2 I 1004, India
- [33] Walter Illg and Arthur J. McEvily, Jr. The rate of fatigue-crack propagation for two aluminum alloys under completely reversed loading. NASA Tech. Nore No. D-52 (1959).
- [34] 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.
- [35]. Broek and J. Schijve, The influence of the mean stress on the propagation of fatigue cracks in aluminum alloy sheet. NLR-Tech. Rep M.2111(1963).

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUE

- [36] E.U. Lee, G. Glinka, A.K. Vasudevan, N. Iyyer, N.D. Phan. (2009). International Journal of Fatigue 31, pp 1858-1864, (2009).
- [37] J.C. Newman, "A crack opening stress equation for fatigue crack growth". International Journal of Fracture, Vol. 24(3):R131–5, 1984.
- [38] 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
- [39] 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.
- [40] Borchers H.: Confirmation of the solid solubility of copper in aluminium by dilatometry, Z. Metallkunde, 34, 90-93 (1942).
- [41] G.W. Akimov, G. B.Clark : Irreversible electrode potentials of metals and their solid solutions, Trans. Faraday Soc., vol 43 p. 679-687 (1947).