

LISTE DES SYMBOLES

R	Rapport de charge ($\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)
ORL	Rapport de surcharge
β	Angle d'application de surcharge
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	Paramètre pour la contribution de la fermeture de la fissure
n, q	Paramètre empiriques de propagation du modele de NASGRO
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, θ)	Point autour de la fissure défini par la distance r de la pointe et l'angle θ
ν	Coefficient de poisson.
P	Charges applique

DEDICACE.....	I
REMERCIEMENTS.....	II
RESUME.....	III
LISTE DES FIGURES.....	VI
LISTE DES TABLEAUX.....	XI
LISTE DES SYMBOLES.....	XII
SOMMAIRE.....	XIII

Sommaire

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

CHAPITRE I : GENERALITES SUR LES ALLIAGES D'ALUMINIUM

I. Histoire de l'alliage aluminium.....	3
I.1 Fabrication des Alliages D'aluminium	4
I.1.1 Obtention de l'aluminium	4
I.1.1. a) La Bauxite.....	4
I.1.1 .b) L' Alumine.....	6
I.1.1 .c) L' Aluminium.....	6
I.2 Aluminium	7
I.2.1 Principales propriétés.....	7
I.2.1.a) Légèreté.....	7
I.2.1.b) Résistance mécanique.....	7
I.2.1.c) Résistance à la corrosion.....	7
I.2.1.d) Conductivité thermique et électrique.....	8
I.2.1.e) Ductilité, malléabilité.....	8

I.2.1.f) Recyclabilité.....	8
I.2.2 Emploi	8
I.2.3 Influence des éléments d'addition –état métallurgiques.....	8
I.3 Traitement thermique	9
I.3.1 Traitement thermique d'adoucissement : restauration recuit	10
I.3.2 Traitement thermique de durcissement structural.....	11
I.3.3 Durcissement par Ecouissage.....	11
I.4 Propriété physique et mécanique	11
I.4.1 Propriété physique.....	11
I.4.2 Propriété mécanique.....	12
I.4.3 Avantages techniques et économiques.....	12
I.4.4 Désignations.....	13
I.4.4.a) Désignations numérique	13
I.4.4.b) Tableau d'équivalence entre différents appellations.....	15
Références bibliographique	17

CHAPITRE II :EFFETS DES SURCHARGES ET MODELE DE PROPAGATION

II. Introduction.....	19
II.1. Approche globale de la mécanique de la rupture	20
II.1.1.Mode de rupture	20
II.1.2 Champs de contrainte autour d'une fissure en mode I	20
II.1.3 Limites de validité des champs présentés.....	22
II.1.4 Zone plastique au niveau de la pointe de la fissure.....	22
II.1.5 Taille de la zone plastique	23
II.2 Endommagement par fatigue	25
II.2.1 Phénomène de la fatigue.....	26
II.3. Les fissure en fatigue.....	27

II.3.1.Amorçage de la fissuration.....	27
II.3.2 Propagation des fissures par fatigue.....	28
II. 3.3.Domaine de fissuration.....	29
II.4. Paramètres influençant la fissuration par fatigue.....	29
II.4.1 Influence du rapport de charge	30
II.4.2. Influence de surcharge.....	31
II.5.Modèles de propagation d’une fissure de fatigue.....	31
II5.1 Introduction.....	31
II.5.2. Modèle de propagation à amplitude constante.....	32
a. Modèle de Paris.....	32
b. Modèle de Walker.....	32
c. Modèle de Forman.....	33
d. Modèle de Baptista	33
e. Modèle d’Elber basé sur la fermeture de la fissure.....	33
f. Modèle de NASGRO.....	34
II.6. Mécanismes dues aux chargements cycliques à amplitudes variables.....	35
II.6.a. Emoussement à la pointe de la fissure.....	35
II.6.b. Contraintes résiduelles induite autour de la pointe de la fissure.....	35
II.6.c. Fermeture de fissure induite par plasticité.....	36
II.7.Propagation sous chargement à amplitude variable.....	37
II.7.1.a. Définition du phénomène du retard.....	36
II.7.1.b. Effet de retard dus à l’application d’une surcharge	37
II.7.2.Mécanismes du retard.	40
II.7.3.Modèles de propagation à effet de surcharges.....	41
a. Modèle de Wheeler.....	41
b.Modèle de Willenborg	42
c. Modèle de Willenborg Généralisé.....	43

Références bibliographique	45
----------------------------------	----

CHAPITRE III : ETAT DE L'ART

III.1. Alliages aluminium de la série 2000.....	48
III.1.1 Introduction.....	48
III.1.2 Propagation des fissures dans les alliages de la série2000.....	50
III.2. Alliages aluminium de la série 6000.....	63
III.2.1 Introduction.....	63
III.1.2 Propagation des fissures dans les alliages de la série 6000.....	64
III.3. Alliages aluminium de la série 7000.....	71
III.3.1 Introduction.....	71
III.3.2 Propagation des fissures dans les alliages de la série7000.....	72
Références bibliographique	77

CHAPITRE IV :SYNTHESE

IV.INTRODUCTION.....	81
A/ Série 2000	81
B/ Série 6000.....	83
C/ Série 7000.....	84

CONCLUSION

CONCLUSION	87
-------------------------	-----------

Introduction générale

L'étude en fatigue sous chargements à amplitudes variables avec surcharges représente l'un des étapes de caractérisation de la fissuration par fatigue des matériaux. En effet il existe une multiplicité de paramètres influençant la durée de vie et la vitesse de propagation des fissures en fatigue tel que le rapport charge, le rapport de surcharge, l'état de surface, la direction de propagation des fissures,.....etc. Parmi les paramètres influençant le comportement en fatigue du matériau, le type de chargement appliqué (chargement à amplitude constante ou à amplitude variable).

Le but de ce mémoire intitulé, **état de l'art et synthèse des effets des chargements variables sur la fissuration par fatigue des alliages d'aluminium**, vise présente un état de l'art sur la propagation des fissures en fatigue sous chargement à amplitude variable caractérisé par des surcharges sur la durée de vie et la vitesse de propagation des fissures des alliages d'aluminium à durcissement structural des séries 2000, 6000 et 7000.

Le présent mémoire est scindé en quatre chapitres:

- Le premier chapitre est réservé à une présentation globale des alliages d'aluminium à durcissement structural.
- Le deuxième chapitre est consacré à présenter les mécanismes de la mécanique de la rupture et de la fatigue des matériaux
- Le troisième chapitre présente un 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 une synthèse des effets des chargements à amplitudes variables caractérisées par des surcharges.

Chapitre I

GENERALITES SUR

LES ALLIAGES

D'ALUMINIUM

Histoire de l'alliage aluminium

L'aluminium est le métal le plus récemment découvert puisqu'il n'est utilisé industriellement que depuis la fin du XIX^e siècle. Il a fallu attendre 1825 pour que Hans Christian Oersted obtienne l'aluminium à l'état de corps simple sous forme d'une poudre grise contenant encore une très grande quantité d'impuretés. En 1827, Friedrich Wöhler obtint cette même poudre grise d'aluminium contenant cependant moins d'impuretés.

Ce n'est qu'en 1854 qu'Henri Sainte-Claire-Deville présente le premier lingot d'aluminium obtenu à l'état fondu, par un procédé mis en application en 1859 de façon industrielle par Henry Merle dans son usine de Salindres (Gard), berceau de la société Pechiney. Mais ce procédé était compliqué ce qui donnait un métal très cher, réservé à des utilisations dans le luxe et l'orfèvrerie.

En 1886, Paul Louis Toussaint Héroult en France et Charles Martin Hall aux Etats Unis déposent indépendamment leurs brevets sur la production d'aluminium par électrolyse à chaud de l'alumine, oxyde déshydraté de l'aluminium, dissoute dans de la cryolithe fondue (fluorure double de sodium et d'aluminium). L'invention de la dynamo, qui remplaça la pile comme source d'électricité, et l'utilisation des chutes hydrauliques : la " houille blanche ", rendit possible la production économique du métal.

P.L.T. Héroult monte sa première usine en 1887 à Neuhausen en Suisse, sur une chute du Rhin, berceau de la société l'Aluminium Suisse. Il monte une usine en 1889 à Froges (Isère), berceau de l'hydroélectricité française développée par Aristide Bergès, puis une autre à La Praz dans la vallée de l'Arc (Savoie). Charles Martin Hall (USA) monte en 1888 une usine pour la Pittsburgh Reduction Ce qui deviendra en 1907 l'Aluminum Company of America.

CHAPITRE I : GENERALITE SUR LES ALLIAGE D'ALUMINIUM

L'aluminium est entré dans sa phase industrielle ; sa production a connu en 100 ans une croissance prodigieuse, le mettant au premier rang des métaux non ferreux et au deuxième de tous les métaux derrière le fer.



Figure1 : moulage de l'alliage aluminium (Marc Martens)

I.1 Fabrication des alliages d'aluminium

La fabrication de l'aluminium se décompose en deux étapes :

- extraction de l'alumine de la bauxite,
- fabrication de l'aluminium par électrolyse de l'alumine.

Les gisements du minerai de départ, la bauxite, ont très nombreux et importants sur tout le globe terrestre. Les plus vieux, aujourd'hui épuisés, étaient dans le sud de la France, en particulier près du village des Baux en Provence, qui a donné son nom au minerai.

I.1.1 Obtention de l'aluminium

I.1.1. a) La Bauxite

L'aluminium est un métal très répandu sur la terre, le troisième élément après l'oxygène et le silicium. Les bauxites qui sont des roches riches en aluminium (45 à 60%) constituent actuellement la source quasi exclusive de ce métal.

CHAPITRE I : GENERALITE SUR LES ALLIAGE D'ALUMINIUM

La bauxite est un mélange d'oxyde d'aluminium, l'alumine, d'oxyde de silicium, la silice, d'oxyde de fer, d'oxyde de titane et d'eau. Les teneurs de ces différents oxydes et matières sont les suivantes :

alumine :	40 - 60 %
silice :	2 - 12 %
oxyde de fer :	18 - 25 %
oxyde de titane :	2 - 4 %
eau :	10 - 15 %

Tableau1 :différents oxydes et matière dans La roche de bauxite

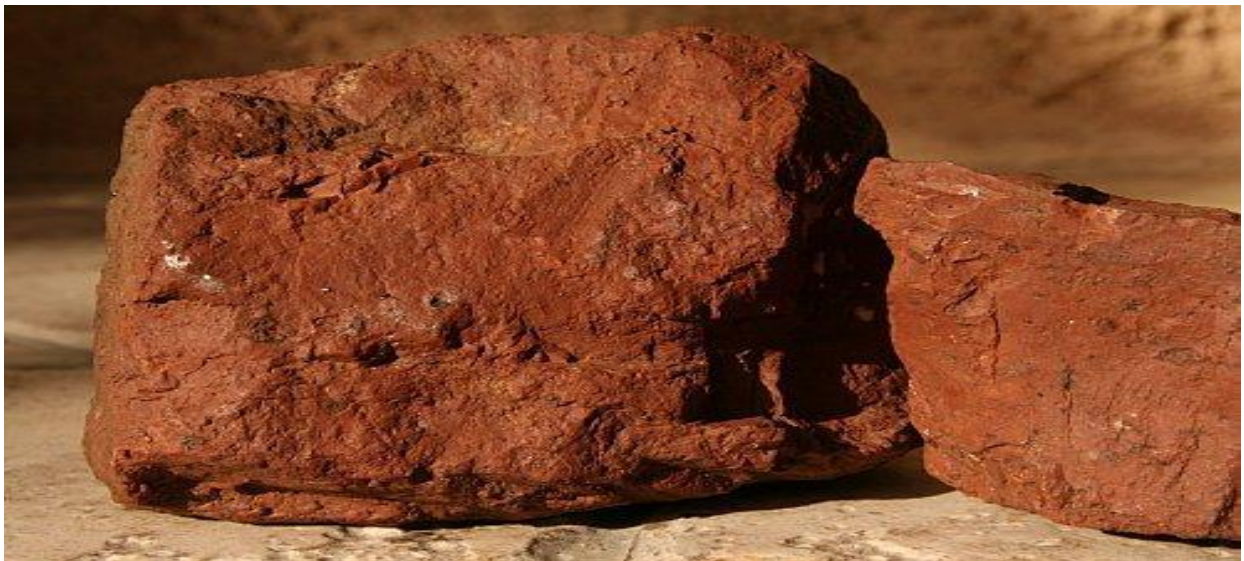


Figure 2 : la roche de la bauxite

I.1.1 .b) L'Alumine

L'alumine est extraite de la bauxite par le procédé Bayer : la bauxite est broyée puis attaquée à chaud par de la soude. On obtient une liqueur qui après séparation des oxydes de fer et de silicium est envoyée dans des décomposeurs pour précipitation de l'alumine.



Figure 3 : l'alumine

I.1.1 .c) L'Aluminium

L'aluminium est obtenu à partir de l'alumine par électrolyse dans une cuve comportant un garnissage en carbone (cathode). L'aluminium formé par électrolyse se dépose au fond de la cuve.

I.2 Aluminium

I.2.1 Principales propriétés

La demande pour des produits en aluminium ou intégrant de l'aluminium dans leur composition ne cesse de croître année après année. Au-delà de la croissance démographique mondiale et de l'augmentation du pouvoir d'achat dans les pays émergents, la consommation d'aluminium augmente aussi en Europe et en France par l'effet de substitution (l'aluminium remplaçant progressivement d'autres matériaux) grâce à une combinaison unique de propriétés telles que légèreté, résistance mécanique et résistance à la corrosion, conductivité, ductilité, recyclabilité et de nombreuses autres propriétés.

I.2.1.a) Légèreté

L'aluminium est un métal très léger dont la densité spécifique est de 2,7 g/cm³, soit environ un tiers de celle de l'acier (7-8 g/cm³) ou du cuivre (8,96 g/cm³).



I.2.1.b) Résistance mécanique

Si les caractéristiques de l'aluminium pur sont faibles, comme pratiquement celles de tous les métaux purs, la gamme d'alliage très étendue permet de trouver celui qui correspond aux contraintes d'utilisation envisagée. En effet, les alliages les plus résistants peuvent avoir une charge de rupture supérieure à 700 MPa, donc largement équivalente à celles des aciers trempés.



I.2.1.c) Résistance à la corrosion

L'aluminium génère naturellement une couche d'oxyde qui le protège de la corrosion. Différents types de traitement de surface peuvent encore améliorer cette résistance (anodisation).

Anodisation : action de recouvrir une surface métallique d'un revêtement de protection en oxyde (par électrolyse)



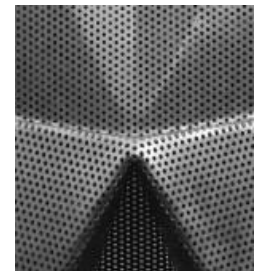
I.2.1.d) Conductivité thermique et électrique

L'aluminium est un excellent conducteur de la chaleur et de l'électricité. La conductivité thermique de l'aluminium est utilisée dans de nombreuses applications d'évacuation de la chaleur, c'est-à-dire de refroidissement (comme les systèmes d'air conditionné dans les véhicules). A poids égal, l'aluminium offre une conductivité électrique deux fois supérieure à celle du cuivre, ce qui explique son emploi privilégié dans les applications de transport d'électricité à haute tension sur grande distance



I.2.1.e) Ductilité, malléabilité

L'aluminium peut être facilement travaillé à basse température et déformé sans se rompre, ce qui permet de lui donner des formes très variées.



I.2.1.f) Recyclabilité

L'aluminium est recyclable à 100% sans dégradation de ses propriétés. Son recyclage ne nécessite que peu d'énergie : 5% seulement de l'énergie utilisée pour la production de métal primaire.



I.2.2 Emploi

L'aluminium et ses alliages possèdent une bonne aptitude au travail par outils coupants, mais il y a lieu de tenir compte d'un certain nombre de particularités propres à ces matériaux.

- Les alliages légers ont une faible densité qui diminue les effets d'inertie et permet des vitesses de rotation et de translation élevées.
- La conductivité thermique élevée favorise le refroidissement, la chaleur étant évacuée presque totalement par les copeaux.
- Le faible module d'élasticité peut entraîner des déformations en cas de porte à faux.

I.2.3 Influence des éléments d'addition –état métallurgiques

Tous les éléments jouent, par leur nature et leur teneur, sur plusieurs propriétés de l'alliage comme :

- * les caractéristiques mécaniques (charge de rupture R_m , limite élastique $R_{p0.2}$, l'allongement à la rupture $A\%$, la dureté HB),
- * l'aptitude au soudage,
- * l'usinabilité,
- * l'aptitude à la déformation,
- * l'aptitude à l'anodisation.

L'aluminium est capable de se " marier " avec grand nombre d'autres éléments donnant ainsi naissance à beaucoup d'alliages différents ayant un faisceau de propriétés très larges et permettant de satisfaire un grand nombre d'applications. Les alliages d'aluminium sont classés en sept familles selon l'élément principal d'addition. Dans chaque famille, les différents alliages ont des caractères " génétiques " communs mais ont aussi chacun leur propre personnalité.

I.3 Traitement thermique

Certains alliages d'aluminium peuvent recevoir un traitement thermique permettant une amélioration des propriétés mécaniques (résistance à la traction, dureté...). Ce traitement s'opère par durcissement structural.

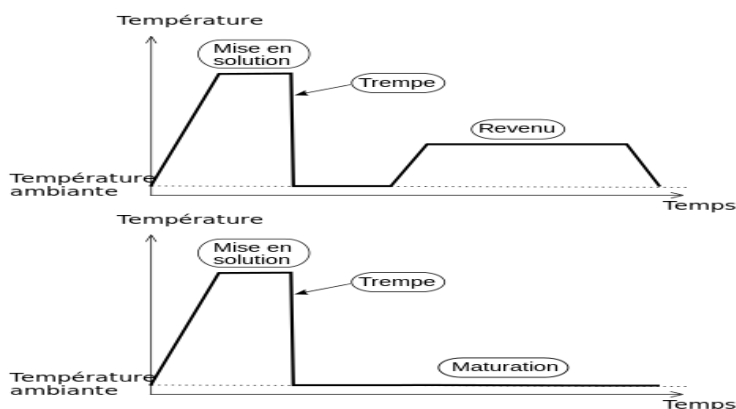


Figure 4 : cycle de traitement thermique

CHAPITRE I : GENERALITE SUR LES ALLIAGE D'ALUMINIUM

Les principaux alliages d'aluminium pour le traitement thermique sont :

-série 2000 : aluminium-cuivre

-série 6000 : aluminium- magnésium -silicium

-série 7000 : aluminium- zinc

Après traitement thermique en fonction des alliages, il est possible d'obtenir une résistance à la rupture de l'ordre de 300 à 500 MPa (maxi 600MPa).

Famille d'alliage	Recuit	Restauration	Mise en solution	Revenu
1000	325-360°C	225-280°C	-	-
2000	375-410°C refroidissement lent (40°C/h)	-	475-530°C	160-190°C
3000	345-400°C	250-300°C	-	-
5000	345-380°C	240-280°C	-	-
6000	365-410°C refroidissement lent (40°C/h)	-	530-535°C	165-185°C
7000	375-410°C refroidissement lent (40°C/h)	-	450-465°C	100-177°C

Tableau 2 : les plages de températures à utiliser selon les familles d'alliages pour les différents types de traitement thermique [4].

I.3.1 Traitement thermique d'adoucissement : restauration recuit

Lorsqu'on fait subir à l'aluminium durci par écrouissage, un chauffage à température suffisante, la structure écrouie est progressivement remplacée par une nouvelle structure à grains reformés : lorsque la recristallisation est complète, l'alliage est dit "recuit".

C'est dans cet état que l'aluminium ou l'alliage d'aluminium présent la résistance mécanique minimale mais la plasticité maximale. L'état recuit est l'état optimal pour réaliser des déformations ou des mises en forme à froid importantes et difficiles.

Entre l'état écroui « dur », et l'état recuit « peu dur », il est possible d'obtenir toute une série d'états intermédiaires.

Exemple: alliage 5754

- état écroui : $R_{0,2}=270$ à 290 MPa, $R_m=310$ à 320 MPa, $A=5$ à 8%

- état recuit: $R_{0,2}=100$ MPa, $R_m=225$ MPa, $A=25\%$

I.3.2 Traitement thermique de durcissement structural

Le durcissement structural a une importance primordiale dans la métallurgie des alliages d'aluminium car c'est le processus par excellence qui permet d'obtenir des niveaux élevés de résistance mécanique. Trois phases sont nécessaires:

- Mise en solution: maintien en température suffisamment élevée afin de mettre en solution solide les éléments d'addition.
- Trempe: refroidissement suffisamment rapide pour maintenir à température ambiante la solution solide.
- Maturation - revenu: après trempe, l'alliage durcit plus ou moins rapidement suivant sa composition par simple séjour à la température ambiante: c'est la maturation ou vieillissement naturel.

I.3.3 Durcissement par Ecrouissage

L'écrouissage de l'aluminium ou d'un alliage d'aluminium a pour effet d'augmenter sa dureté et sa résistance mécanique (limite élastique et charge de rupture), avec en contre partie une diminution de sa plasticité (allongement à la rupture, aptitude à la déformation).

Le taux d'écrouissage est défini par $[(E-e)/e].100$ avec E épaisseur initiale et e épaisseur après écrouissage.

CHAPITRE I : GENERALITE SUR LES ALLIAGE D'ALUMINIUM

I.4 Propriété physique et mécanique

I.4.1 Propriété physique

Alliage	Composition en %								Masse volumique kg.dm ⁻³	Conductivité électrique %IACS	Conductivité thermique W.m-1.K-1
	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Pb			
1050A	0,20	0,15							2,70	62	231
2017A		0,50	4,0	0,7	0,7				2,79	34	134
2024			4,3	0,6	1,5				2,77	30	120
2030			3,9	0,6	0,9			1,1	2,82	34	135
5083				0,7	4,4	0,15			2,66	29	120
5086				0,4	4,0	0,15			2,66	31	126
5754				0,3	3,1	0,3			2,67	33	132
6060	0,20	0,45			0,48				2,70	52	200
6082		1,00		0,7	0,9				2,71	41	174
7075			1,6		2,5	0,23	5,6		2,80	33	130

Tableau 3 : les propriétés physiques des alliages d'aluminium [4].

I.4.2 Propriété mécanique

Alliage	Etat	Caractéristiques mécaniques			Résist. corrosion	Aptitu. soudage	Usina.	Aptitu. déform.	Aptitu. anodis.	Applications
		RmMPa	Rp02MPa	A%						
1050A	O	80	30	42	A	A	C	A	A	Bâtiment, Cuisine
	H24	115	80	25	A	A	B	B	A	
2017A	T4	420	280	18	C	D	A	C	C	Méca. Gén é
2024	T3	465	320	18	C	D	B	D	C	Aéro.
2030	T3	450	390	10	C	D	A	C	C	Décolletage
5083	O	305	160	23	A	A	C	B	A	Chimie, cryo transport
	H116	335	230	20	A	A	B	B	A	
5086	O	278	135	25	A	A	C	B	A	Chimie, cryo C. navale
	H22	310	225	18	A	A	B	D	A	
5754	O	220	100	23	A	A	C	B	A	Chaudron., marine
	H24	270	215	10	A	A	B	D	A	
6060	T5	220	190	16	A	B	C	C	A	Bâtiment
6082	T6	315	280	12	A	B	C	C	A	Transport
7075	T6	565	495	11	C	D	B	D	B	Aéro

A : très bon - B : bon - C : moyen - D : mauvais, à déconseiller

Tableau 4 : les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium [4].

I.4 .3 Avantages techniques et économiques

Les emplois de l'aluminium et de ses alliages se sont développés dans des proportions surprenantes pour des raisons techniques et économiques.

Les raisons techniques sont nombreuses :

- L'aluminium est un métal dont la densité est faible, ce qui vaut à ses alliages la dénomination d'alliages légers. L'aluminium est le métal le plus léger après le lithium et le magnésium :

Métal pur	Masse volumique (kg/dm ³)
Lithium	0,53
Magnésium	1,74
Aluminium	2,70
Titane	4,51
Fer	7,86
Cuivre	8,96
Plomb	11,40

Tableau 5:la masse volumique de différentmétal [4].

L'aluminium est donc 3,3 fois plus " léger " que le cuivre et 2,9 fois plus léger que le fer ; il " pèse " grossièrement 3 fois moins que les métaux industriels usuels. C'est cette caractéristique qui a valu aux alliages d'aluminium leur développement dans les moyens de transport et en particulier dans l'aéronautique.

L'aluminium peut être utilisé dans une large plage de températures. Contrairement à d'autres métaux, tel que l'acier, l'aluminium ne se fragilise pas aux basses températures et ses caractéristiques mécaniques augmentent même aux températures des gaz liquéfiés, d'où son utilisation en cryogénie. Sa température de fusion est basse : 658°C, nettement inférieure à celle du cuivre (1083°C) et à celle du fer (1536°C) ; cela ne lui permet pas de résister aux très hautes températures. Il existe cependant des alliages qui résistent bien à des températures de l'ordre de 200°C souvent atteintes en aéronautique et en astronautique.

I.4.4 Désignations

I.4.4.a) Désignations numérique

Les alliages d'aluminium pour corroyage sont référencés par une désignation de 4 chiffres. Cette désignation est conforme aux directives de l'Aluminium Association (Washington DC 20006, États-Unis), ce qui donne par exemple : 7075. Les quatre chiffres sont parfois précédés par les lettres AA (exemple : AA 6061), acronyme de « Aluminium Association ». Les quatre chiffres sont parfois suivis par une lettre qui indique une variante nationale d'une composition existante.

Cette désignation a été reprise en Europe par la norme EN 573-3 en ajoutant les préfixe EN, A (aluminium) et W (wrought : mot anglais signifiant corroyage). Ce qui donne EN AW-7075. Cette notation à quatre chiffres est très utilisée internationalement et a dans la pratique remplacé les anciennes appellations nationales.

Le premier chiffre indique l'élément d'addition principal de l'alliage :

- 1XXX (série des 1000) : alliage comportant au minimum 99 % d'aluminium (exemple : 1050)
- 2XXX (série des 2000) : cuivre (exemple 2024)
- 3XXX (série des 3000) : Manganèse (exemple : 3003)
- 4XXX (série des 4000) : silicium (exemple : 4006)
- 5XXX (série des 5000) : magnésium (exemple : 5083)
- 6XXX (série des 6000) : magnésium, silicium (exemple : 6061)
- 7XXX (série des 7000) : zinc (exemple : 7020)
- 8XXX (série des 8000) : autres éléments.

CHAPITRE I : GENERALITE SUR LES ALLIAGE D'ALUMINIUM

I.4.4.b) Tableau dedésignation numérique des alliages d'aluminium

désignation numérique 4 chiffres type aluminium association et EN 573-1	désignation ISO	Ancienne désignation Française	Ancienne désignation Allemande (DIN)	Ancienne désignation Britannique (BS)	Ancienne désignation Italienne (UNI)
1050	Al99,5	A 5	3.0255	1B	4507
1070	Al99,7	A 7	3.0275	/	4508
2017	AlCu4MgSi	A-U4G	3.1325	/	3579
2024	AlCu4Mg1	A-U4G1	3.1355	/	3583
2618	AlCu2MgNi	/	/	H16	/
3003	AlMn1Cu	A-M1	3.01517	N3	7788
5005	AlMg06	A-G0,6	3.3315	N41	5764
5083	AlMg4,5Mn	A-G4,5MC	3.3547	N8	7790
6061	AlMg1SiCu	A-G1SUC	3.3211	H20	6170
6082	AlSiMg07	A-SGM0,7	3.2315	H30	3571
7020	AlZn4,5Mg	A-Z5G	3.4335	H17	7791
7075	AlZn5,5MgCu	A-Z5GUP1AZ2	3.4365	/	3735

Tableau 6:La Désignation des déférentes familles d'alliage aluminium [4].

Références bibliographique de chapitre I

[1] [http://Lycée Raymond LOEWY /\"ALUMINIUM ET ALLIAGES D'ALUMINIUM\"](http://Lycée Raymond LOEWY /\)

[2] www.metaux-detail.com

[3] Y.Aouabdia(2005).\" Effet de vieillissement naturel et artificiel sur les propriétés mécaniques de deux tôles AlMgSi\" Mémoire de magister. Université de Constantine.

[4]<http://www.euralliage.com/alliage.html>

Chapitre II

EFFETS DES SURCHARGES ET MODELE DE PROPAGATION

Introduction

La mécanique de la rupture a été introduite par Griffith [1] vers 1920. L'objectif de la mécanique de la rupture est de caractériser le comportement à la fissuration des structures à l'aide de paramètres quantifiables au sens de l'ingénieur, notamment le champ de contraintes, la taille de la fissure et la résistance à la fissuration du matériau.

Les premiers développements théoriques d'analyse des champs de déplacements, déformations et contraintes au voisinage d'une fissure ont été entrepris par Westergard [2] vers 1939. L'extension de la discipline a été amorcée par Irwin [3] vers 1960. Depuis cette date, le développement de la mécanique de la rupture s'étend aux problèmes non linéaires matériellement et géométriquement, aux problèmes de bifurcation des fissures en modes mixtes et plus récemment aux composites, aux techniques numériques de résolution et à l'état de l'art relatif au dimensionnement de diverses structures complexes.

Voici quelques exemples fameux de ruptures catastrophiques qui ont conduit les chercheurs et les ingénieurs à déterminer les causes de ces ruptures. En consultant le module consacré à l'endommagement par fatigue.



Figure.5 :Rupture de fatigue d'un Boeing 737 (1988) [4]

Toute structure contient des défauts, qu'ils soient introduits lors de l'élaboration du matériau ou lors de la fabrication de la pièce (défauts d'usinage ou de soudage par exemple). Ces défauts doivent être pris en compte car ils conditionnent la fiabilité de la structure et sa durée de vie.

On peut introduire ici la notion de résistance résiduelle : c'est la contrainte de service maximale que peut subir la pièce sans se rompre. L'animation ci-dessous montre comment on

peut expliquer très simplement l'influence de défauts existants sur la ruine d'une structure et sur l'évolution de cette contrainte résiduelle.

II.1. Approche globale de la mécanique de la rupture

II.1.1. Mode de rupture

Une fissure peut être sollicitée suivant trois modes cinématiques élémentaires :

- Mode d'ouverture (mode I)
- Mode de cisaillement plan (mode II)
- Mode de cisaillement hors-plan (Mode III)

En élasticité linéaire, la sollicitation de la fissure est la superposition linéaire de ces trois modes élémentaires. Dans cette étude nous nous intéressons seulement à la fissuration en mode I.

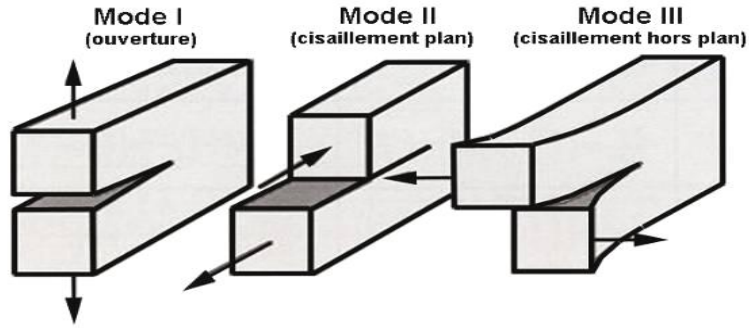


Figure 6: Les trois modes de fissuration

II.1.2. Champs de contrainte autour d'une fissure en mode I

L'expression asymptotique des champs de contraintes autour d'une fissure traversant dans un milieu infini (Figure 8) soumise à un chargement bi axial en mode I est la suivante :

$$\sigma_{11} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\sigma_{22} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\sigma_{12} = \frac{KI}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}$$

$$\sigma_{33} = \nu(\sigma_{11} + \sigma_{22})$$

$$U_1 = \frac{KI}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left(K - 1 + 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \quad (\text{II-1})$$

CHAPITRE II : Effets des surcharges et modèle de propagation

$$U_2 = \frac{KI}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left(K + 1 + 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right)$$

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 :

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

Ces expressions sont obtenues à partir des fonctions de Westergard [2] permettant de calculer les champs de contraintes des problèmes présentant une symétrie du chargement et de la géométrie comme dans le cas de la fissure de Griffith (Figure 7). Les champs de contraintes sont déduits de ces fonctions en effectuant un développement asymptotique en (r/a) où r est la distance à l'extrémité de la fissure. Les hypothèses permettant d'établir ces expressions sont les suivantes : élasticité plane, isotropie et petites déformations.

Dans le cas particulier de la fissure de Griffith, nous observons que les champs de contraintes sont fonction de deux termes dépendant du chargement, le premier est le facteur d'intensité des contraintes K_I qui dépend de la longueur de la fissure a et de la contrainte à l'infini normale au plan de la fissure

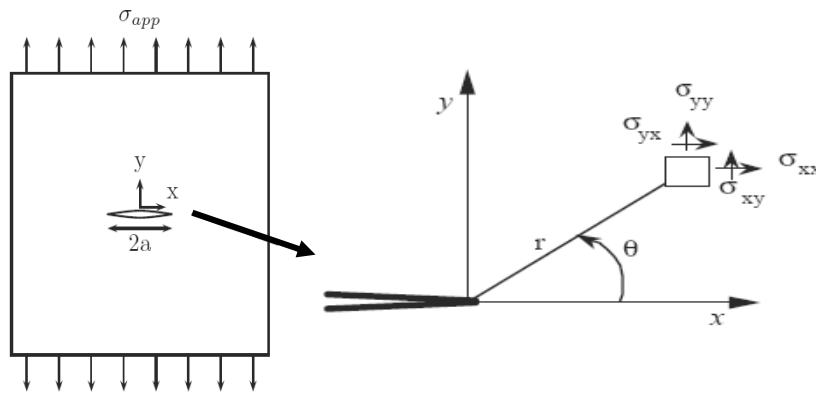


Figure 7 : Fissure en mode I - Etat de contrainte au niveau de la pointe de la fissure[2]

II.1.3. Limites de validité des champs présentés

Les solutions asymptotiques du champ des contraintes autour d'une fissure ne sont pas valables partout dans la pièce fissurée mais dans une couronne limitée par la frontière de la zone plastique pour sa borne inférieure et par la limite de validité du développement asymptotique pour sa borne supérieure (Figure 8).

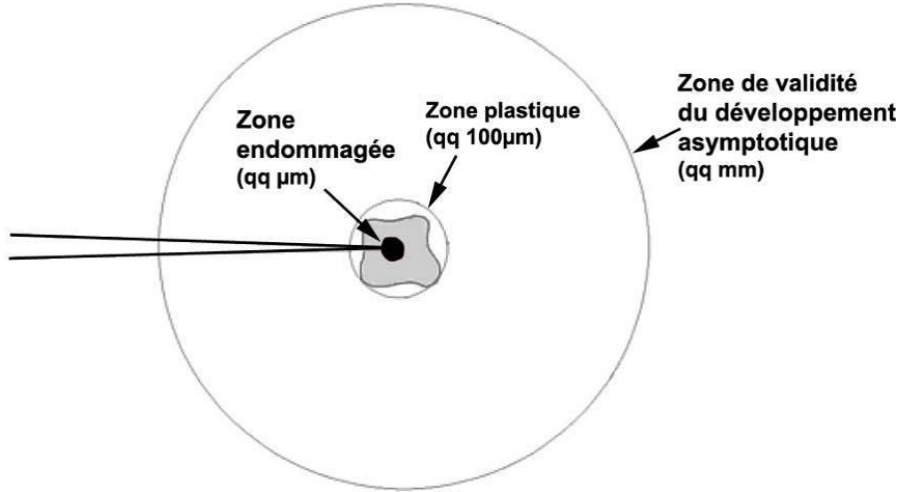


Figure 8 :Différentes zones autour d'une fissure

II.1.4 Zone plastique au niveau de la pointe de la fissure

La mécanique linéaire de la rupture prédise des contraintes infinies à l'extrémité d'une fissure aigue. Mais dans les métaux réels, les contraintes à l'extrémité d'une fissure restent finies car le rayon en fond de fissure n'est pas nul. Ces contraintes dépassent la limite élastique du matériau et une déformation plastique résultant, conduit à une relaxation des contraintes à l'extrémité de la fissure. La contrainte normale en contraintes planes en un point situé à une distance r de la pointe d'une fissure sollicité en mode I ($\theta=0$) est égale à :

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

Irwin, sur l'hypothèse d'une zone plastifiée circulaire (Figure 9), définit le rayon de la zone plastifiée par :

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

La taille et la forme de la zone plastifiée dépendent essentiellement de l'état de contraintes. Irwin [3] propose pour un état de déformations planes la forme suivante :

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

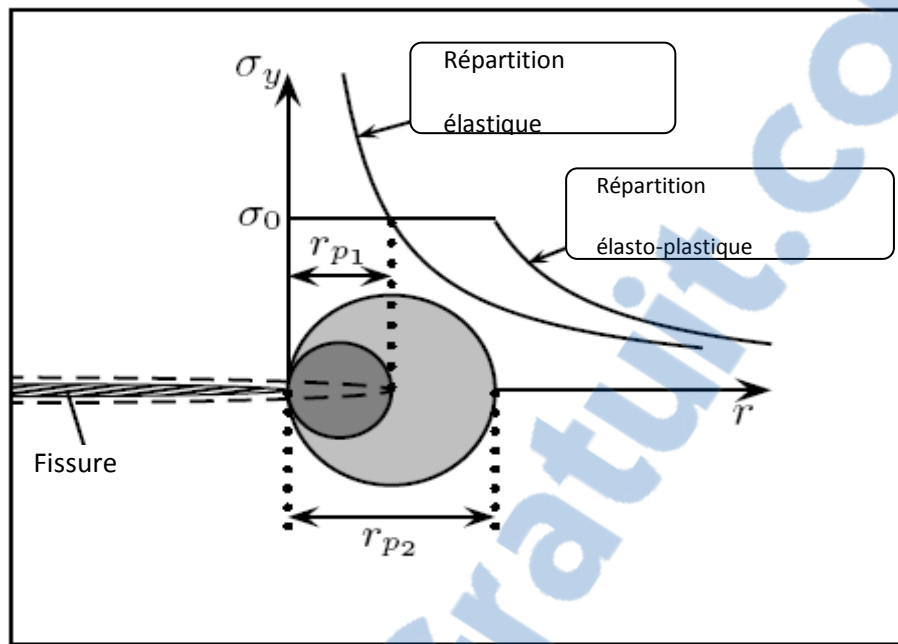


Figure 9 : Distribution des contraintes en pointe de fissure (Zone plastique)[3]

II.1.5. Taille de la zone plastique

En élasticité, les solutions asymptotiques présentent une singularité à l'extrémité de la fissure car les contraintes tendent vers une valeur infinie. En réalité le niveau de contrainte n'est pas infini, il se développe une zone plastifiée à l'extrémité de la fissure. La forme et la dimension de cette zone plastifiée dépendent du chargement ainsi que des caractéristiques du comportement élastoplastique du matériau.

C'est dans les années 1960 que les progrès en microscopie tant optique qu'électronique ont permis de révéler l'existence d'une zone plastique en fond de fissure de fatigue Bathias et Bâillon 1997 [5], cette zone joue un rôle très important dans la propagation dans les matériaux élastoplastiques, elle est à l'origine de l'interaction entre cycles et du phénomène de retard observé après surcharge. On peut distinguer deux types de zone plastique, l'une appelée monotone et l'autre cyclique. La zone plastique monotone (Figure 10a) apparaît lors de l'application d'un chargement monotone, sa forme ainsi que sa taille dépendent de la nature du chargement. En contraintes planes, la zone plastique est plus étendue qu'en déformations planes, par contre elle présente une forme d'ailes de papillon

CHAPITRE II :Effets des surcharges et modèle de propagation

moins marquée. La première évaluation de la zone perturbée par la plasticité en pointe de fissure est due à Irwin 1960 [3]. L'expression proposée donne une bonne approximation de l'étendue de la zone plastique monotone, pour un matériau supposé élastique parfaitement

plastique. Cette expression est la suivante :

$$z_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2 \quad \text{en contrainte plane} \quad (\text{II-5})$$

$$z_p = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2 \quad \text{en déformation plane}$$

Avec K_I le facteur d'intensité des contraintes appliqué et R_e la limite d'élasticité du matériau. Ces expressions sont déterminées en comparant la contrainte équivalente de Von Mises déduite des équations (II-1) à la limite d'élasticité du matériau. Le rayon r_p obtenu (Figure 10c) est pris comme une première approximation de la dimension de la zone plastique monotone. On calcule ensuite à partir de r_p , la dimension de la zone dans laquelle les champs de contrainte sont perturbés afin de respecter l'équilibre mécanique. La taille de la zone plastique monotone ainsi que sa forme dépendent de paramètres autres que la limite d'élasticité et le facteur d'intensité des contraintes.

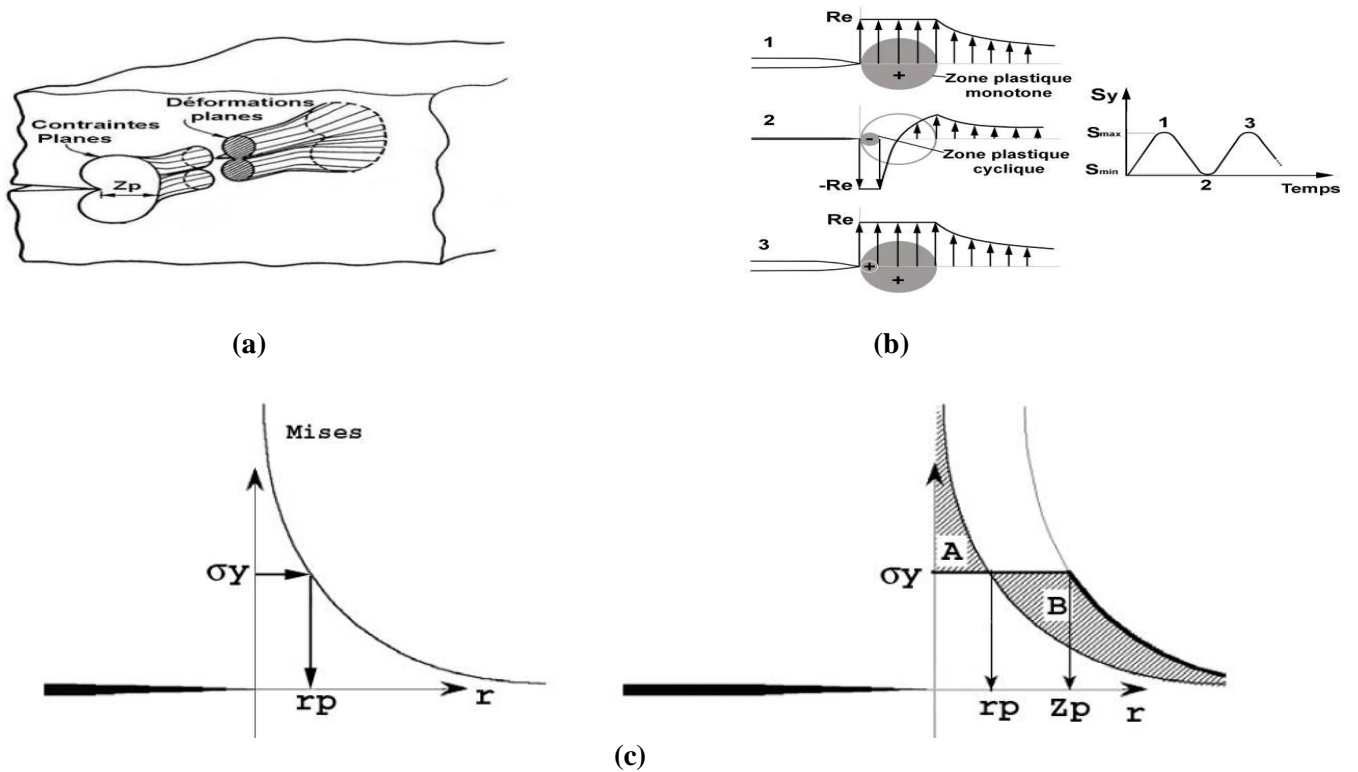


Figure 10 :Zone plastique monotone en contraintes planes et déformations planes (a), zone plastique cyclique (b) et estimation d'Irwin de la zone plastique monotone (c).

Dans le cas d'un chargement cyclique, une autre zone plastique, dite cyclique, apparaît à l'intérieur de la zone plastique monotone (Figure 10b). Dans cette zone, le matériau se déforme plastiquement lors de la décharge. La taille de cette zone est estimée au quart de la zone plastique monotone quand le chargement appliqué à l'infini est nul. Cette zone plastique cyclique a été mise en évidence expérimentalement par plusieurs auteurs et par différents moyens expérimentaux, tels que la micro dureté, l'attaque métallographique ou la diffraction des rayons X Bathias et Bâillon 1997 [5].

II.2. Endommagement par fatigue

La fatigue se manifeste chaque fois que l'on est en présence d'efforts variables dans le temps. Elle commence par une déformation plastique localisée sans plastification de toute la structure, tout d'abord autour de défauts, à fond d'entaille, puis à l'extrémité de la fissure une fois que celle-ci s'est formée. La particularité de la fatigue, et qui en est fait le danger, est que la rupture peut apparaître pour des contraintes relativement faibles, souvent bien inférieures à la limite d'élasticité du matériau lorsque leur application est répétée un grand nombre de fois. La capacité de résistance à la fatigue des pièces définit ce qu'on appelle la limite d'endurance. Dans la pratique, la fatigue des matériaux est abordée de deux façons différentes, à savoir : le relevé de courbes de Wöhler et la mesure de la vitesse de fissuration. La première de ces méthodes est la plus utilisée, car elle permet de déterminer une limite d'endurance en dessous de laquelle le matériau est, en principe, à l'abri des ruptures de fatigue. Néanmoins, les expériences industrielles montrent que dans des pièces en service, il peut exister des défauts, à partir desquels une fissure peut se propager et provoquer la ruine de la pièce, même si la contrainte appliquée est inférieure à la limite d'endurance. Par conséquent, l'essai d'endurance ne suffit pas toujours à caractériser la résistance à la fatigue d'un matériau. Il est donc essentiel de lui adjoindre une deuxième méthode étudiant la propagation de fissure et permettant ainsi d'évaluer de façon précise la durée de vie résiduelle d'une pièce en service. Cette deuxième approche s'appuie sur le concept de tolérance au dommage qui considère que les structures contiennent des défauts de type fissure, dont la présence est souvent inévitable car inhérente aux procédés de fabrication des composants, qu'il s'agit de dimensionner en veillant à ce que les défauts n'atteignent pas la taille critique conduisant à la rupture brutale.

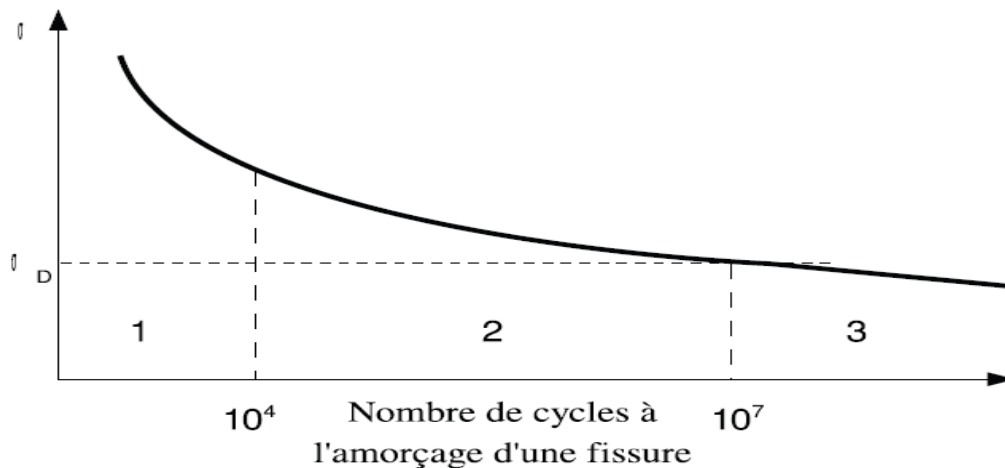


Figure 11. Les différents domaines de durée de vie en fatigue

II.2.1 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.

Les 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.

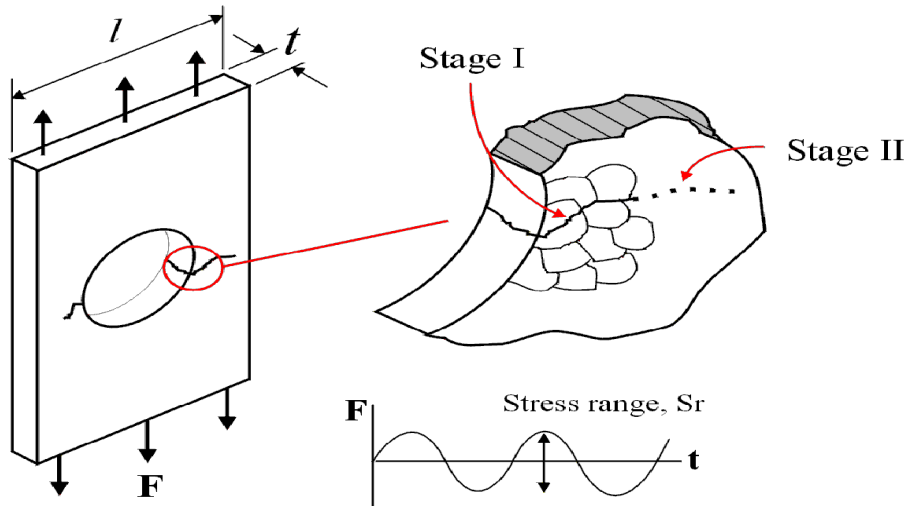


Figure 12: Passage de propagation stable d'une fissure principale

II.3. Les fissures en fatigue

D'une façon générale la rupture en fatigue résulte de l'amorçage et de la propagation d'une fissure de fatigue.

II.3.1. Amorçage de la fissuration

La succession de processus physiques du premier cycle à la rupture totale de la structure peuvent se décomposer de la manière suivante (figure 13).

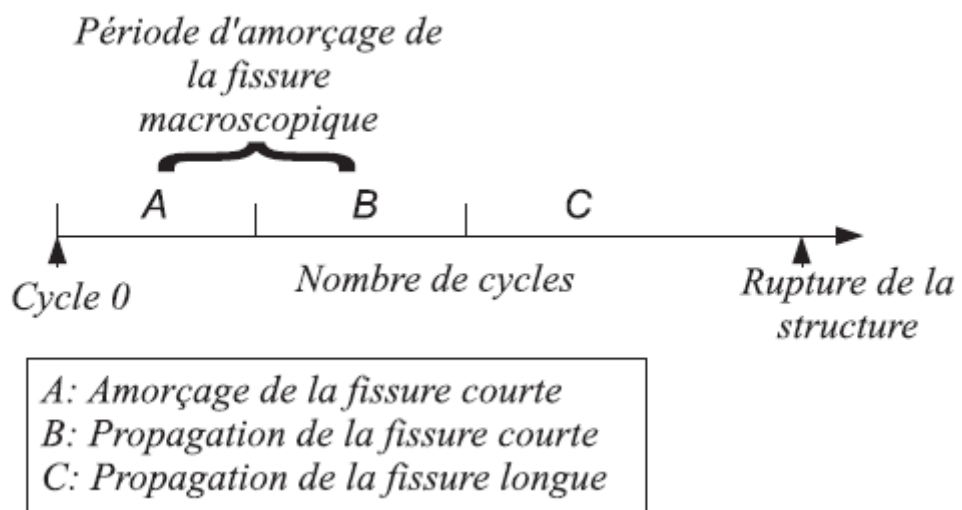


Figure 13 : Evolution du phénomène d'endommagement en fissuration d'une éprouvette

La part de chacune de ces étapes par rapport à la durée de vie totale à rupture reste cependant fonction de nombreux paramètres extrinsèques, comme le mode et l'intensité du

CHAPITRE II : Effets des surcharges et modèle de propagation

chargement ou des paramètres intrinsèques comme le type de matériau, la géométrie de la structure. Cependant il est généralement admis que la phase d'amorçage constitue la plus grande part de la durée de vie totale en fatigue.

II.3.2 Propagation des fissures par fatigue

Les modèles classiques de propagation de fissure par fatigue donnent l'évolution de la vitesse de propagation en fonction du chargement appliqué en pointe de fissure par une approche empirique. Le modèle le plus utilisé est celui de Paris et Erdogan 1963 [6], pour ce modèle un essai de fissuration est nécessaire pour caractériser l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la variation du facteur d'intensité des contraintes (Figure 14). La courbe obtenue fait apparaître trois régimes, le régime central (régime II) dit de Paris pour lequel la vitesse de fissuration est une fonction puissance de la variation du facteur d'intensité des contraintes. Au-delà de ce régime, la vitesse de propagation est supérieure à celle prévue dans le régime de Paris car la fissure se propage d'une manière instable (régime III). En deçà du régime II, la vitesse de propagation est inférieure à celle de Paris (régime I). Dans ce régime, la vitesse diminue rapidement quand ΔK diminue et la fissure finit par présenter des vitesses de fissuration difficilement détectables.

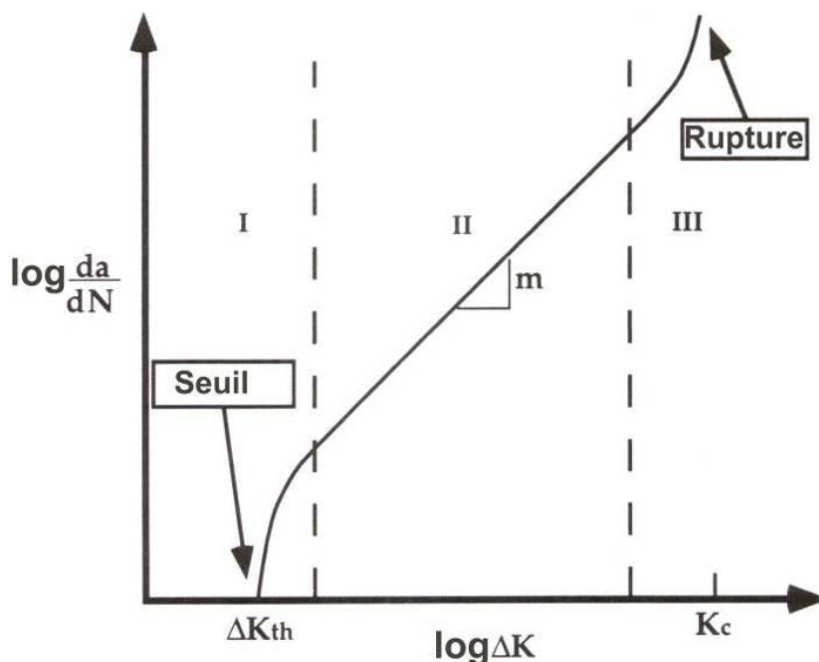


Figure 14. Courbe de propagation de Paris .

La relation proposée par Paris et Erdogan 1963 [6] durant le régime II de propagation est la suivante :

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

ΔK étant la variation du facteur d'intensité des contraintes au cours d'un cycle qui induit une avancée da de la fissure, C et m sont deux paramètres du matériau définissant respectivement la position et la pente de la droite de Paris.

II. 3.3. Domaine de fissuration

On distingue habituellement trois domaines dans la propagation des fissures « longues » :

- **Domaine I**: domaine des faibles vitesses de fissuration où les effets de l'environnement et de la microstructure sont prédominants. Pour décrire ce domaine, on effectue généralement des essais à ΔK décroissant pour déterminer la valeur de ΔK_{seuil} ;

- **Domaine II**: domaine des vitesses moyennes ou de Paris[7] où la vitesse de propagation varie linéairement avec ΔK en échelle bi-logarithmique. La fissure se propage le plus souvent dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué. C'est le domaine où s'applique la loi de Paris.

- **Domaine III** : domaine correspondant au cas des chargements élevés pour lesquels une déchirure se produit dans le matériau en pointe de fissure. Les vitesses de propagation sont très élevées et conduisent très vite à la rupture de la pièce (pour $K_{\text{max}} = K_{\text{IC}}$).

II.4. Paramètres influençant la fissuration par fatigue

La connaissance de la résistance à la fissuration par fatigue est nécessaire pour toute structure soumise en service à des chargements cycliques. Puisque, dans la plupart des cas, les pièces comportent des défauts, il est donc important de bien maîtriser leur développement éventuel et de caractériser leur résistance à la fatigue. Dans la suite, nous traiterons les différents paramètres qu'il faut prendre en compte et qui ont une grande influence lors de la fissuration par fatigue.

Plusieurs paramètres mécaniques et microstructuraux influencent la propagation des fissures de fatigue. Cette influence est plus ou moins importante suivant le domaine de fissuration étudié et les conditions d'essais. Ces grandeurs peuvent se regrouper en deux catégories : les paramètres intrinsèques (microstructures, comportement élastoplastique,...) et extrinsèques (rapport de charge, environnement,...). Enfin, il se peut que plusieurs paramètres interagissent.

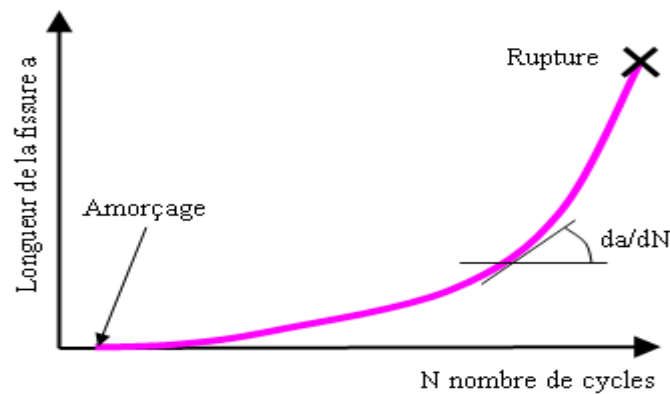


Figure 15 : Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycle appliqué

II.4.1 Influence du rapport de charge

Lorsque le rapport de charge R augmente, la vitesse de fissuration croît pour un même ΔK , mais les courbes $da/dN - \Delta K$ possèdent la même allure [Pet96, Oni86, Zhu00]. Autrement dit, quand un matériau est sollicité à R plus élevé, sa résistance à la fissuration est plus faible ; par contre, ceci a un effet bénéfique sur la durée de vie exprimée en fonction de la contrainte maximale.

Lorsque la vitesse de propagation est représentée en éliminant les contraintes de fermeture ($da/dN - \Delta K_{eff}$), un comportement identique est observé pour les différents rapports de charge comme on l'a déjà observé sur la (Figure 16) : l'utilisation du concept de fermeture permet donc d'éliminer l'influence du niveau moyen de contrainte appliquée.

Elber [9] proposa de remplacer ΔK par ΔK_{eff} dans la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K_{eff})^m \quad (II.7)$$

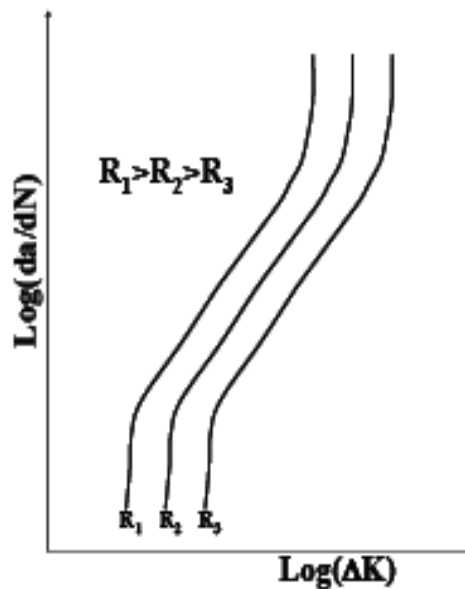


Figure 16 : Effet du rapport de charge R sur la propagation d'une fissure de fatigue.

II.4.2. Influence de surcharge

Les structures en service sont soumises à des chargements dont l'amplitude varie le plus souvent au cours du temps. Ces différences de niveaux de cycles de chargement vont entraîner des conséquences sur la propagation de fissure pouvant conduire à des accélérations ou des ralentissements significatifs. En effet, l'application brusque d'une surcharge au cours d'un essai de propagation de fissure de fatigue sous un chargement d'amplitude constante provoque un retard sur la propagation de fissure, c'est à dire que la fissure s'arrête et ne redémarrera qu'après un grand nombre de cycles. Ce phénomène résulte de la formation d'une zone plastique importante au moment de la surcharge et de contraintes résiduelles de fermeture importantes. De ce fait, la contrainte d'ouverture augmente beaucoup. De même, si une sous charge intervient dans ce type de chargement, une accélération de la vitesse de propagation peut être observée. Par conséquent, par son effet bénéfique sur la durée de vie en fatigue, la surcharge peut être considérée comme un moyen de réparation lors de l'apparition d'une fissure.

II.5. Modèles de propagation d'une fissure de fatigue

5.1 Introduction

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

CHAPITRE II : Effets des surcharges et modèle de propagation

les modèles de prédiction de la durée de vie sous chargement à amplitude constante et à amplitude variable.

5.2. Modèle de propagation à amplitude constante

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

a. Modèle de Paris

La plupart des applications actuelles des concepts de la mécanique linéaire de la rupture élastique pour décrire le comportement de fissure sont associées à la région II (figure 14). Le modèle de Paris [8] déjà décrit par l'équation (II.7)

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

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

b. Modèle de Walker

Walker[10] a proposé le paramètre ΔK , qui est équivalent au facteur d'intensité de contrainte à $R=0$ et qui provoque la même vitesse de propagation au K_{max} réelle, et la combinaison du rapport R . Elle est exprimée par la relation suivante (équation II.8) :

$$\overline{\Delta K} = K_{max}(1 - R)^{\gamma_w} \quad (II.8)$$

Où $\Delta K_{max} = \Delta K / (1 - R)$ et (l'équation II.8) devient :

$$\overline{\Delta K} = \Delta K / (1 - R)^{1-\gamma_w} \quad (II.9)$$

Par conséquent, la loi de Walker est représenté par :

$$\frac{da}{dN} = C_w \left[\frac{\Delta K}{(1 - R)^{1-\gamma}} \right]^{m_w} \quad (II.10)$$

Pour $R = 0$, (l'équation II.10) est écrite sous la forme :

CHAPITRE II : Effets des surcharges et modèle de propagation

$$\frac{da}{dN} = C_w (\Delta K)^{m_w} \quad (\text{II.11})$$

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

c. Modèle de Forman

Forman [11] a amélioré le modèle de Walker en suggérant un nouveau modèle dont est capable de décrire en même temps la région III de la courbe de la vitesse de propagation et inclut l'effet de rapport de charge. La loi de Forman est donnée par :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R).(K_C - K_{\max})} \quad (\text{II.12})$$

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

d. Modèle de Baptista

Adib et Baptista [12] ont développé une nouvelle relation exponentielle (équation II.13), appelé modèle $\alpha\beta$, dans le but de fournir une meilleure description de la vitesse de fissuration.

$$\frac{da}{dN} = A e^{\beta/\Delta K} \quad (\text{II.13})$$

où $A = e^\alpha$

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

$$\gamma = \ln\left(\frac{da}{dN}\right)\Delta K = \alpha\Delta K + \beta \quad (\text{II.14})$$

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

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

Elber [9] a suggéré qu'une fissure de fatigue peut se fermer sous une charge de traction appliquée à une distance de la zone de contraintes résiduelles de compression laissées dans le sillage de la pointe de la fissure. La zone plastique développée au niveau de la pointe de la fissure participe à la fermeture de la fissure.

CHAPITRE II : Effets des surcharges et modèle de propagation

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{\text{eff}}^m \quad (\text{II.15})$$

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

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).

$$\Delta K_{\text{eff}} = U(R) \Delta K \quad (\text{II.16})$$

Avec :

$$U(R) = \frac{K_{\text{max}} - K_{\text{ouv}}}{K_{\text{max}} - K_{\text{min}}} \quad (\text{II.17})$$

f- Modèle de NASGRO

Forman et Mettu [13] ont développé un modèle générale appelle modèle NASGRO pour prédire la vitesse de fissuration de fatigue (Eq II.18).

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

C, n, p, q sont des paramètres empiriques

K_{max} et K_{crit} sont respectivement le facteur d'intensité de contrainte maximale et le facteur d'intensité de contrainte critique. f représente la contribution de la fermeture de la fissure developpée par Newman [14].

II.6. Mécanismes dues aux chargements cycliques à amplitudes variables

a. Emoussement à la pointe de la fissure

Cette idée a été principalement proposée par Christensen [15] suppose qu'une fissure émoussée par une surcharge se comporte comme une entaille. Dans un tel cas, le retard de propagation des fissures de fatigue se manifeste par le nombre de cycles nécessaires pour ré-initié et propager la fissure à partir de l'entaille. Des études expérimentales ont été réalisées afin de confirmer ou d'infirmer cette hypothèse. Basé sur des observations de la fissuration par fatigue, Il a été montré que les contraintes créées immédiatement après l'application d'une seule surcharge, l'effet de retard est disparu après l'application d'un rapport de surcharge important. Flek [16] and Tvergaard [17] ont observés que les deux effets du retard de la propagation des fissures après l'application d'une seule surcharge et l'accélération après une sous charge sont accompagnées par un émoussement au niveau de la pointe de la fissure.

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

Le concept de contraintes résiduelles est basé sur le fait que lors de l'inversion de déchargement après une surcharge, des contraintes résiduelles de compression peut être générée dans une petite région autour de la pointe de la fissure. Des études expérimentales montrées que la propagation de la zone de contrainte de compression dépendent fortement de la charge appliquée et elle est toujours plus grande après la surcharge que lors de l'application des cycles précédents de chargement (figure 17).

Les contraintes résiduelles de compression générées, sont superposées aux contraintes dues au chargement appliqué. Cette superposition génère des contraintes effectives responsables d'un retard temporaire de la propagation des fissures dans la zone de contraintes compressives. Selon le concept des contraintes résiduelles, l'accélération de la croissance des fissures de fatigue après une sous-charge est due à des contraintes de traction induites en avant du fond de fissure. Les modèles les plus populaires de fissure plasticité ont été proposés par Wheeler.

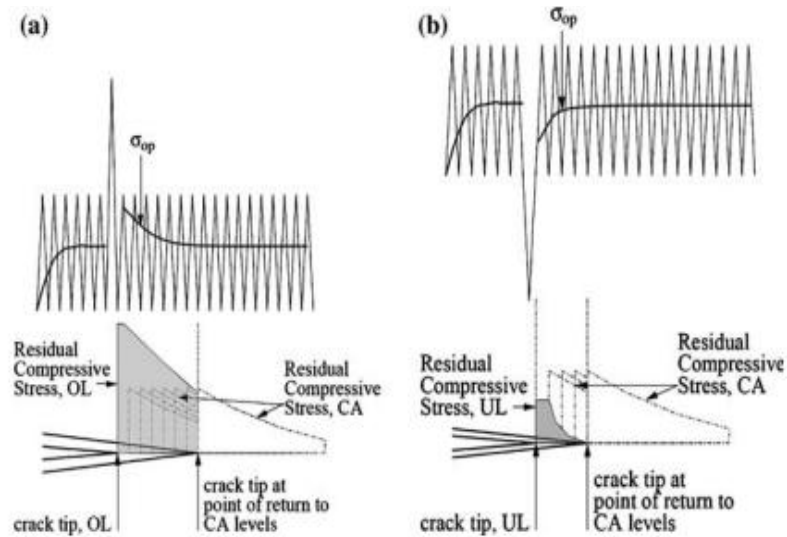


Figure 17: Représentation schématique du mécanisme des contraintes résiduelles : (a) Surcharge génère une zone de contraintes résiduelles de compression, (b) Sous charge génère une zone de contraintes résiduelles de tension.

c. Fermeture de fissure induite par plasticité

Une approche très populaire pour tenir compte de la charge - effets d'interaction est l'incorporation du facteur d'intensité de contrainte effectif ΔK_{eff} corrigé pour tenir compte de l'effet de fermeture. Le modèle de fermeture de fissure proposée initialement par Elber [9] a été modifié par la suite pour modéliser la croissance des fissures de fatigue sous chargement d'amplitude variable. De nombreuses études ont été menées pour expliquer divers phénomènes de propagation des fissures de fatigue en utilisant le concept de fermeture de fissure. Le plus grand succès, parmi eux, est le modèle basé sur la méthode des éléments finis par Newman [14]. Le modèle est basé sur l'analyse de la bande de rendement de la zone plastique qui reste dans le sillage de la propagation de la fissure. Selon le modèle de Newman le matériau plastiquement déformé peut provoquer la fermeture de fissure, même à des niveaux de contraintes positifs. Le niveau de fermeture de fissure dépend du niveau du chargement appliqué. Par conséquent, la détermination du niveau de la charge d'ouverture de la fissure, P_{op} , et le facteur d'intensité de contrainte effective, ΔK_{eff} , deviennent les éléments principaux dans le modèle de fermeture fissure appliquée au spectre de chargement d'amplitudes variables.

II.7. Propagation des fissures de fatigue à amplitude variable

II.7.1.a. Définition du phénomène du retard

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

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

Ces grandeurs sont définies en supposant que la longueur de la fissure reste constante pendant tout le phénomène du retard. La (figure 18) représente les conséquences de l'application de surcharges sur la propagation d'une fissure soumise à un chargement d'amplitude variable. Avant l'application de la surcharge, la propagation se fait à vitesse constante. Après l'application de cette surcharge, le phénomène se traduit par :

- * Une accélération
- * Un ralentissement de la vitesse de propagation de fissure jusqu'à une vitesse minimale atteinte pour la longueur a_{Vmin} ,
- * Un retour progressif à la vitesse initiale pour une longueur a_d ,
- * Une phase de stabilisation

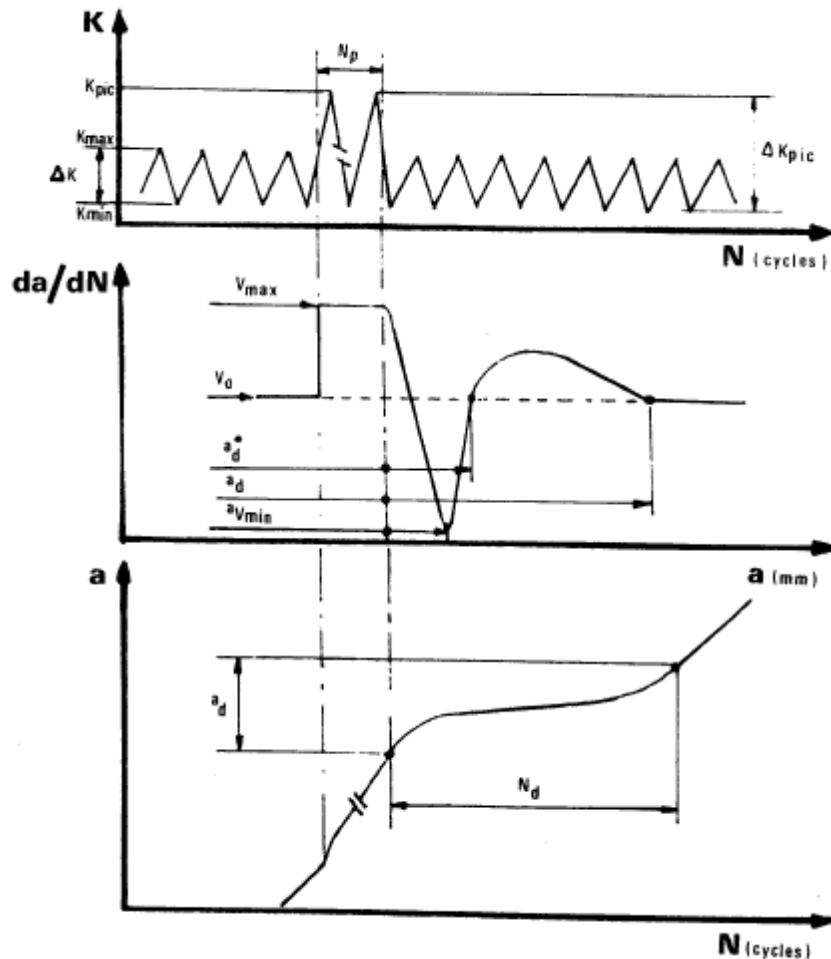


Figure 18 :Schéma de principe du phénomène de retard

II.7.1.b. Effet de retard dus à l'application d'une surcharge

L'effet d'une surcharge se manifeste sur une longueur de fissure appelée a_d et pendant un certain nombre de cycles N_d . Pendant la période où la fissure est perturbée par la surcharge, on observe différents stades qui sont schématisés par la (figure 19) et qui dépendent des paramètres cités ci-dessus. Les différents types d'effets observés sont les suivants :

1°) Pas d'influence

Dans le cas de petites surcharges, la fissure ne subit aucune influence à la suite de l'application d'une surcharge. Pour la plupart des alliages, aucun effet n'est observé pour un taux de surcharge inférieur ou égal à 1.5 (figure 19.a).

2°) Blocage momentané :

On observe après l'application d'une surcharge un blocage de la fissure, suivi d'un réamorçage de la fissure à la vitesse correspondante aux condition initiales de chargement. Pour un taux de surcharge donné, ce phénomène est observé les valeurs de K_I voisines du seuil de non- fissuration .

3°) Retard immédiat :

Ce retard est suivi d'une reprise de la vitesse de fissuration.

4°) Retard différé

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

5°) Retard avec accélération différée :

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

6°) Blocage définitif :

Pour les taux de surcharge élevés, la fissure peut être complètement bloquée. Ces effets sont schématisés sur la (figure 19).

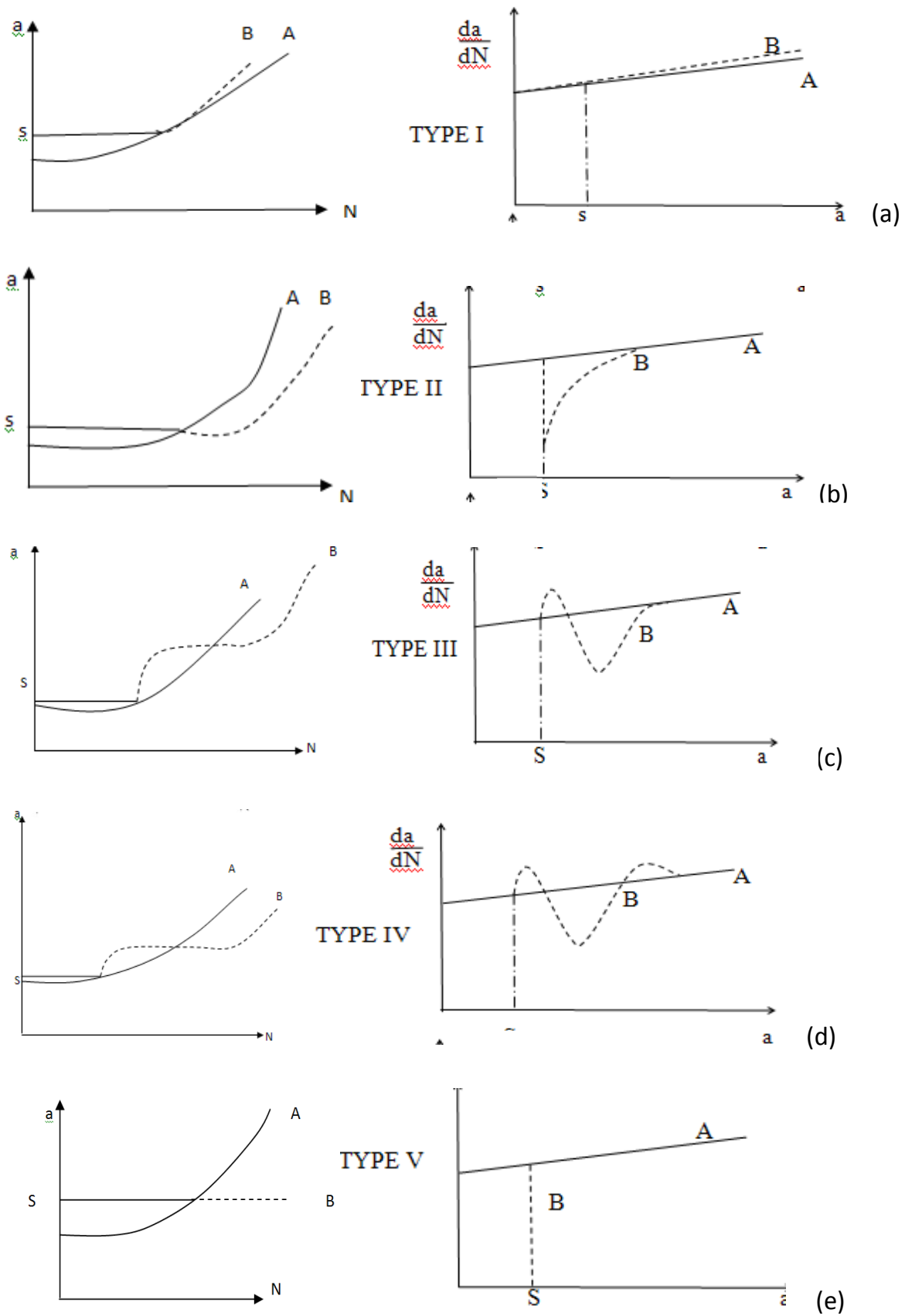


Figure 19 : Types de retard [18]

II.7.2.MECANISMES DU RETARD.

La propagation d'une fissure de fatigue, après l'application d'une surcharge, donne naissance à divers mécanismes et micro mécanismes qui contribuent au retard, dont les principaux :

- 1.le retard dû aux branchements de la fissure.
2. le retard dû aux effets de plasticité à la pointe de la fissure.
3. le retard dû à la fermeture de fissure.

Retard dû aux branchements de la fissure.

Le terme "branche" ou branchement désigne toute extension d'une fissure dans une direction non colinéaire à sa direction initiale. En effet, le changement de direction de la propagation de la fissure et la naissance de microfissures contribuent à la diminution de la force motrice effective (effective driving force), au voisinage de la pointe de la fissure. Cette constatation conduit à supposer, localement, l'existence de deux modes de rupture : mode **1** et mode **II**. Le facteur d'intensité de contrainte est donc du type mixte.

Retard dû aux effets de la plasticité à la pointe de la fissure.

Les fortes déformations, occasionnées par l'application d'une surcharge, donnent naissance à deux mécanismes principaux:

- i) l'émoussement de la pointe de la fissure.
- ii) les contraintes résiduelles de compression existant dans le sillage plastique.

Retard dû à la fermeture de la fissure.

Le concept de fermeture de fissure est souvent invoqué pour expliquer le mécanisme de retard. Malgré les efforts fournis par de nombreux chercheurs quant à la mesure du point d'ouverture, dont la précision est primordiale pour l'analyse des résultats, celle-ci reste encore très aléatoire et dépend essentiellement de la technique utilisée.

.II.7.3.Modèles de propagation à effet de surcharges

Les premiers modèles régissant la fissuration par fatigue en présence de surcharges a été proposés par Wheeler [19] et Willenbourg [20]. Les effets de retard sont variables selon les modes de variation d'amplitude de surcharges multiples, surcharges en traction suivies de surcharges en compression, passage d'un niveau bas, chargement aléatoire. Différents modèles de comportement essayent de rendre compte de ces phénomènes constatés expérimentalement.

a. Modèle de Wheeler

Wheeler [19] a introduit dans la relation de paris un coefficient de retard C_{pi} qui traduit le ralentissement de la vitesse de fissuration après surcharge. La vitesse de fissuration s'exprime par :

$$\frac{da}{dN} = C_{pi} \cdot C(\Delta K)^m \quad (II.19)$$

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

$$C_{pi} = \left(\frac{r_0}{r_{pic}} \right) \cdot \gamma = \left(\frac{\sigma_{0max}}{\sigma_{pic}} \right) \cdot 2\gamma = \left(\frac{1}{\tau} \right) \cdot 2\gamma \quad (II.20)$$

Où :

r_0 est la taille de la zone plastifiée monotone juste avant la surcharge (figure II.16)

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

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

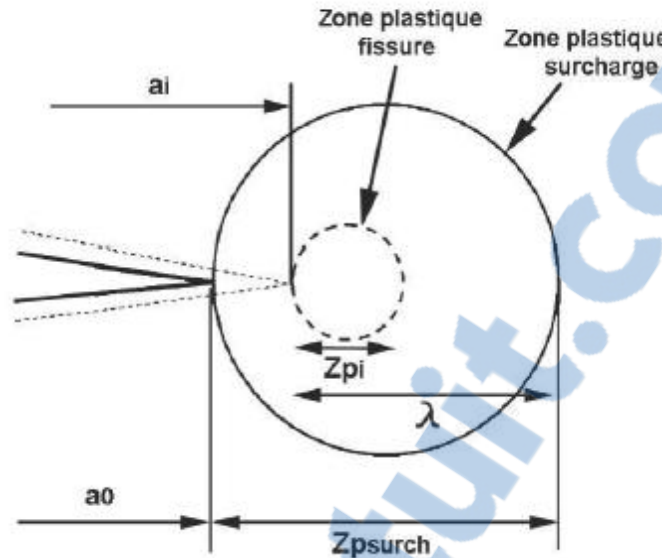


Figure 20 : Zones plastique après surcharges

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

b. Modèle de Willenborg [20]

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

$$\frac{da}{dN} = C' (\Delta K)^{m'} \quad (\text{II.21})$$

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

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

K_r est un facteur de réduction traduisant les effets d'interaction qui modifient localement l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte. Bien que ces modèles rendent compte des effets d'interaction des zones plastifiées, leur emploi est limité en raison de la non prise en compte des sous-charges et des interactions (retard et accélération). Pour pallier ces insuffisances, plusieurs approches ont été développées notamment par Gallager et al. [21] qui ont introduit dans le modèle de Willenborg un paramètre ϕ_r qui tient compte des effets de surcharges et sous-charges.

c. Modèle de Willenborg Généralisé

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

$$\begin{cases} K_{\max(\text{eff})} = K_{\max} - K_r \\ K_{\min(\text{eff})} = K_{\min} - K_r \\ R_{\text{eff}} = K_{\min(\text{eff})} / K_{\max(\text{eff})} \end{cases} \quad (\text{II.22})$$

K_r est le facteur d'intensité de contraintes résiduelles dues à la surcharge (équation 23) et R_{eff} est le rapport de charge effectif.

$$K_r = \phi \left(K_{\max(\text{ol})} \sqrt{1 - \frac{(a - a(\text{ol}))}{r_p(\text{ol})}} - K_{\max} \right) \quad (\text{II.23})$$

Le facteur ϕ est exprimé par l'équation 24.

$$\phi = (1 - \Delta K_{\text{th}} / K_{\max}) / (\text{SOLR} - 1) \quad (\text{II.24})$$

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

$$r_p(\text{ol}) = \left(\frac{K_{\max}(\text{ol})}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \cdot \left(\frac{1}{\alpha \cdot \pi} \right) \quad (\text{II.25})$$

CHAPITRE II : Effets des surcharges et modèle de propagation

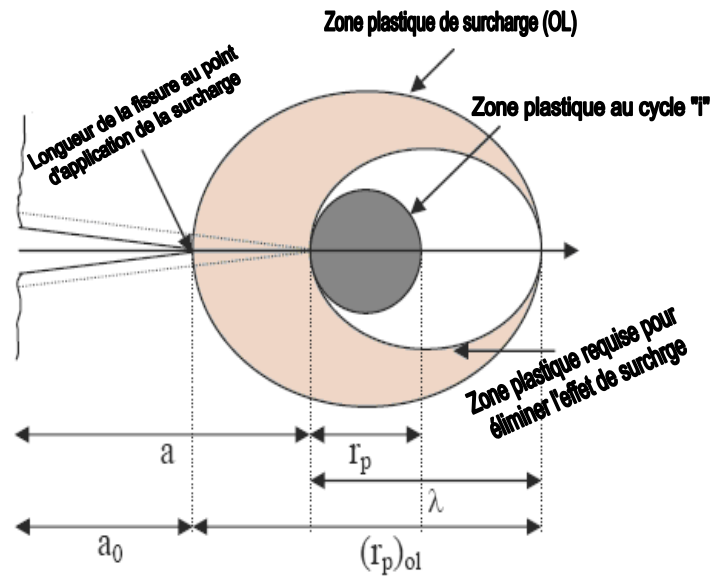


Figure 21 : Schématisation du modèle de Willenborg modifié

Où:

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

Matériau	Paramètre SORL
Acier	2.0
Aluminium	3.0
Titanium	2.7



Références bibliographique de chapitre II

- [1] Griffith(1920). « Rupture par fissuration des structures ».
- [2] H.M. Westergaard (1939). "Bearing pressures and cracks". Transactions SME, Journal App Mech, A 49
- [3] G.R Irwin (1957). «Analysis of stresses and strains near the end of crack reversing a plate ". Journal of Applied Mechanics. Vol. 24, pp361-364.
- [4]www.image/mecanique de la rupture/.com
- [5] C. Bathias and J.P. Baillon, " La fatigue des matériaux et des structures", Editeur Paris et les Presses de l'Université de Montréal Québec, 1980.
- [6] P.C. Paris and F. Erdogan, "A critical analysis of crack propagation law", J. Basic Engng.Vol. 85, N° 4, pp. 528-539, 1963.
- [7]P. C. Paris (1962), "The growth of cracks due to variations in load". Dissertation, Lehigh University.
- [8] [Zhu00]: S.J. Zhu, L.M. Peng, T. Moriya, Y. Mutoh, Effect of stress ratio on fatigue crack growth in TiAl intermetallics at room and elevated temperatures, Materials Science and Engineering A290, p.198-206, 2000.[Pet96]: J. Petit and J. Mendez, some aspects of the influence of microstructure on fatigue, fatigue 96, Pergamon, 1, p. 327-341, 1996. [Oni86]: O. ONI, Contribution a l'étude des fissures courtes se propageant en fatigue dans lesaciers, Université de technologie de Compiègne 1986.
- [9]Elber, W., 1970. "Fatigue crack closure under cyclic tension". Engineering FractureMechanics, 2, pp. 37-45.
- [10]E.K Walker, (1970), "The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7076-T6 aluminum. In: Effect of environment and complex load history on fatigue life", ASTM STP 462. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, pp.1–14.
- [11]Forman, R. G., 1972. "Study of fatigue crack initiation from flaws using fracture mechanics theory". Engineering Fracture Mechanics. 4(2), pp. 333–345. 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.

CHAPITRE II :Effets des surcharges et modèle de propagation

- [12] C.A.R.P. Baptista, A.M.L. Adib, M.A.S. Torres, V.A. Pastoukhov. “Describing fatigue crack growth and load ratio effects in Al 2524 T3 alloy with an enhanced exponential model”. *Mechanics of Materials* 51 (2012) 66–73.
- [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] Newman, J.C., (1984), “A crack opening stress equation for fatigue crack growth”. *International Journal of Fracture*, 24(3), R131–135.
- [15] R.H. Christensen, *Fatigue crack, fatigue damage and their directions*, Metal Fatigue, McGraw-Hill, New York, 1959.
- [16] N.A. Fleck (1985). “Fatigue crack growth due to periodic underloads and overloads”. *Acta Metall.* 1985, Vol. 33, pp. 1339-1354.
- [17] V. Tvergaard (2005). “Overload effects in fatigue crack growth by crack-tip blunting”. *International Journal of Fatigue* 27 (2005) 1389–1397
- [18] N. Ranganathan (1985). Thèse de doctorat, Université de Poitiers, France.
- [19] O.E. Wheeler, Spectrum loading and crack growth, *Journal of Basic Engineering*, 1972 Vol. 94, pp. 181-186.
- [20] J. Willenborg, R.M. Engle, H.A. Wood, A crack growth retardation model using an effective stress concept, Report # AFFDL-TR71-1, Air Force Flight Dynamic Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, USA, 1971.
- [21] J.P. Gallagher, T.F. Hughes (1974). Influence of yield strength on overload affected by fatigue crack growth behavior in 4340 steel. AFFDL-TR-74-27. Air Force Flight Dynamics Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, OH.

Chapitre III

ETAT DE L'ART DES EFFETS DU CHARGEMENT VARIABLE SUR LA FISSURATION PAR FATIGUE

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

III.1. Alliages aluminium de la série 2000

III.1.1 Introduction

- Les alliages de la série 2000, à durcissement structural, forment une gamme importante d'alliages se caractérisant par :

- une résistance mécanique moyenne à l'état trempé mûri mais relativement élevée à l'état trempé revenu

- une bonne tenue à chaud

- une aptitude au soudage généralement mauvaise selon les procédés traditionnels

- une résistance à la corrosion relativement faible en atmosphère corrosive

- ✧ Alliage 2017 A (très connu sous Duralumin) peut être considéré comme étant à l'origine du développement de l'aluminium dans l'aviation et également du développement de l'aviation elle-même. Il est toujours très utilisé dans les domaines les plus variés

- ✧ Alliage 2014 a des applications importantes dans les domaines de l'armement (chars, missiles, obus...), de la mécanique (poutrelles), de l'aéronautique [structure des avions militaires (Mirage, Jaguar)]

- ✧ Alliage 2214 se différencie du 2014 par une teneur plus faible en fer qui améliore sa ténacité, aussi il tend à le remplacer toutes les fois que cette propriété est considérée comme privilégiée ou importante (secteur aéronautique en particulier)

- ✧ Alliage 2024 a supplanté l'alliage 2017 A dans les applications aéronautiques

- ✧ Alliage 2124 à teneurs plus faibles en fer et silicium tend à remplacer l'alliage 2024 toutes les fois que l'on recherche une ténacité améliorée

- ✧ Alliage 2001 est réservé pour la fabrication des corps creux filés et des bouteilles extincteurs et des bouteilles à gaz comprimé (air, oxygène, CO₂...) :

- résistance à la pression

- résistance à la corrosion

- bon comportement à l'éclatement

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

✧ Alliage 2618, mis au point à l'origine par Rolls-Royce (dénomination RR58) pour les pièces matricées de réacteurs (disques et aubes de compresseur), a reçu depuis des applications dans les domaines les plus variés (supersonique Concorde intervient pour 75 % de la masse de la structure.

✧Alliage 2002, commercialisé en France à partir de 1975 pour la carrosserie automobile, présente des caractéristiques > à celles de l'alliage 2117.

(Rp0, 2=190 MPa, Rm=330MPa, A= 31 %) mais a surtout l'avantage de voir ses caractéristiques augmentées par les traitements de cuisson de peinture.

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

III.1.2 Propagation des fissures dans les alliages de la série2000

L'étude sur le retard de propagation de fissure de fatigue dû a l'application d'une seule surcharge et des surcharges multiples de l'alliage d'aluminium 2139 T8 soudé par laser a été conduite par S.daneshpour et al [1].

Le retard de la fissuration a été décrit par le modèle de Wheeler. Le retard de la fissuration est très important dans zone de fusion comparativement au métal de base (figure.22), par contre l'application des surcharges multiples, la durée du retard à la fissuration (figure.23). La réduction de la vitesse de fissuration après l'application d'une seule surcharge est importante dans métal soudé par rapport à la propagation dans le métal de base (figure.24 ,25).

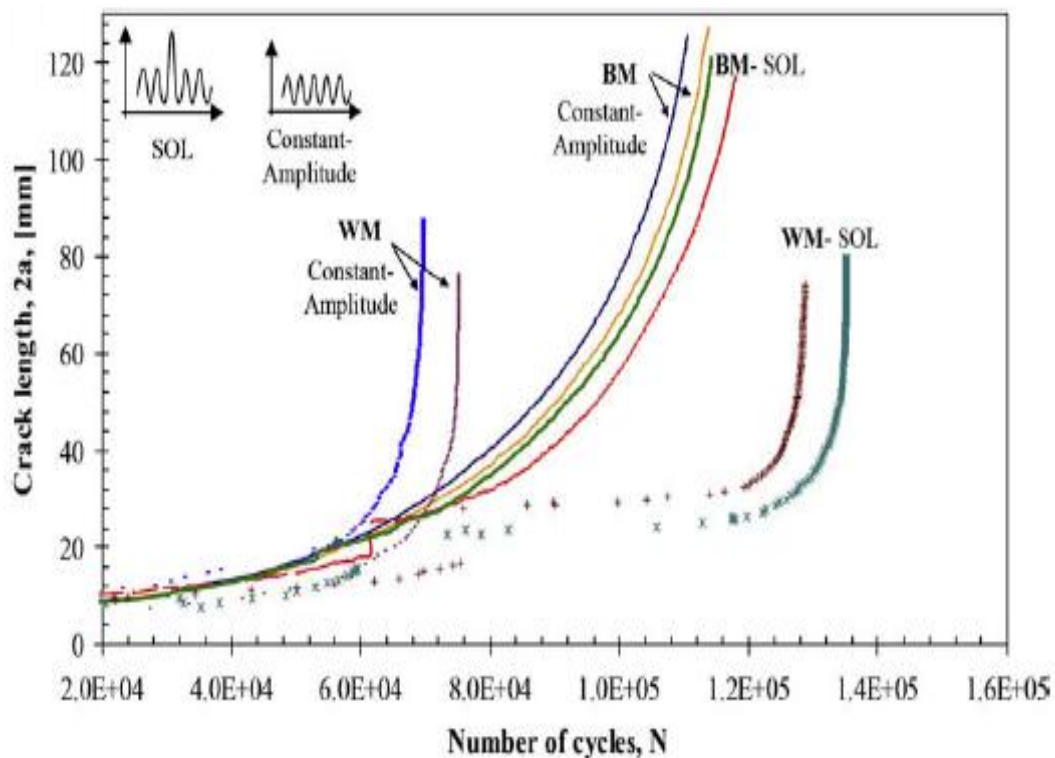


Fig.22 Résultats expérimentaux des tests de fissuration par fatigue dans le joint de soudure et la zone homogène (métal de base) de l'alliage d'aluminium 2139-T8 pour chargement à amplitude constant et chargement avec une seule surcharge seule ORL=2[1].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

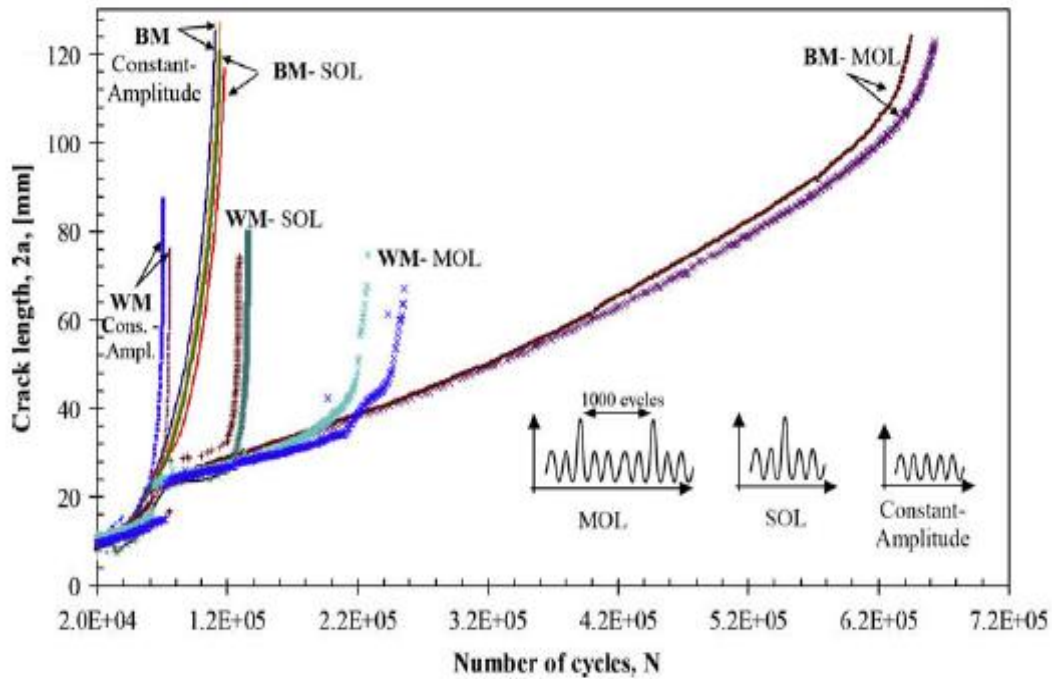


Fig.23. Résultats expérimentaux des tests de fissuration par fatigue dans le joint de soudure et la zone homogène (métal de base) de l'alliage d'aluminium 2139-T8 pour chargement à amplitude constant et chargement avec une seule surcharge $ORL=2$ [1].

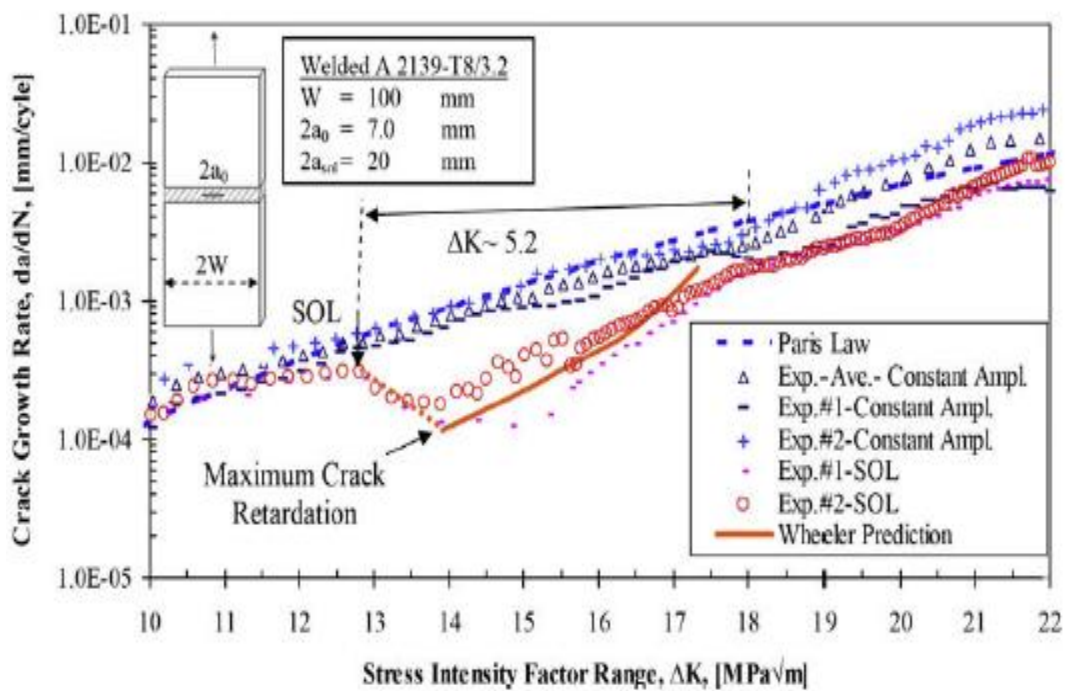


Fig. 24 Vitesse defissuration sous chargement à amplitude constante et à une seule surcharge dans le joint de soudure par laser de l'éprouvette M (T) en alliage d'aluminium 2139-T8 avec $ORL=2$ [1].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

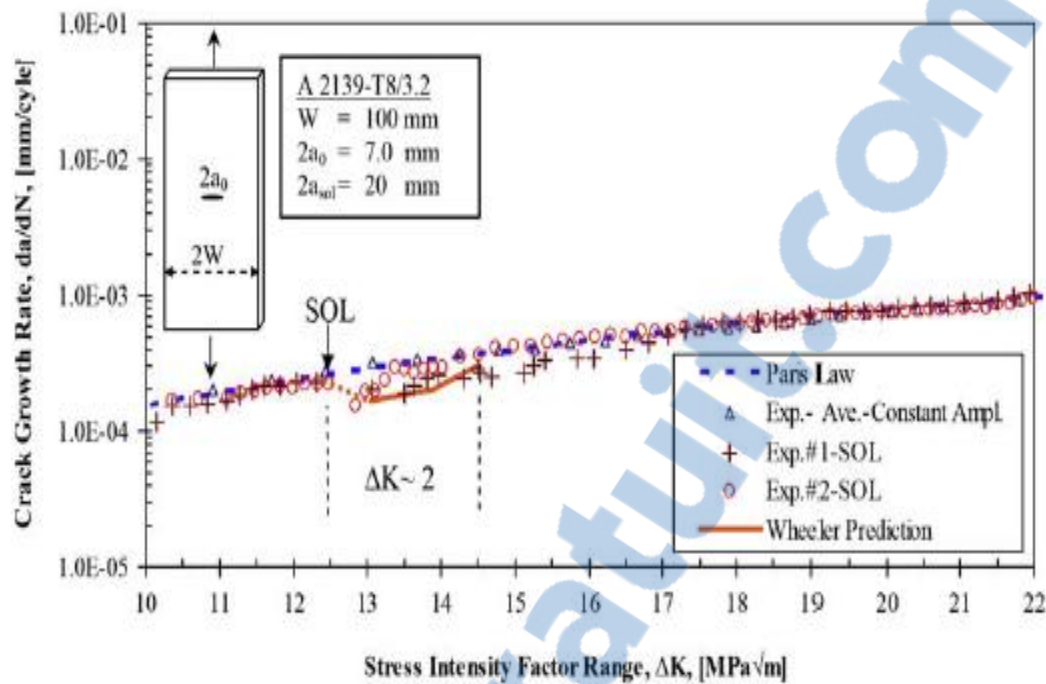


Fig. 25 Vitesse defissuration sous chargement à amplitude constante et à une seule surcharge dans le joint de soudure par laser de l'éprouvette M (T) en alliage d'aluminium 2139-T8 avec $ORL=2[1]$.

L'endommagement basé sur un modèle de zone cohésive a été développé par Ural [2] pour simuler la propagation des fissures de fatigue due à une seule surcharge pour l'alliage A356 T6. Les résultats de la simulation pour plusieurs niveaux de surcharges, appliqués après 4000 cycles, montrent l'effet significatif des surcharges sur le retard de la fissuration. Ce retard est plus important pour des niveaux de surcharges importantes (figure 26). La fissure est accélérée immédiatement après application de surcharge. Les résultats simulés sont en bonne concordance avec ceux obtenus expérimentalement.

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

A. Ural et al./International Journal of Solids and Structures 46 (2009) 2453–2462

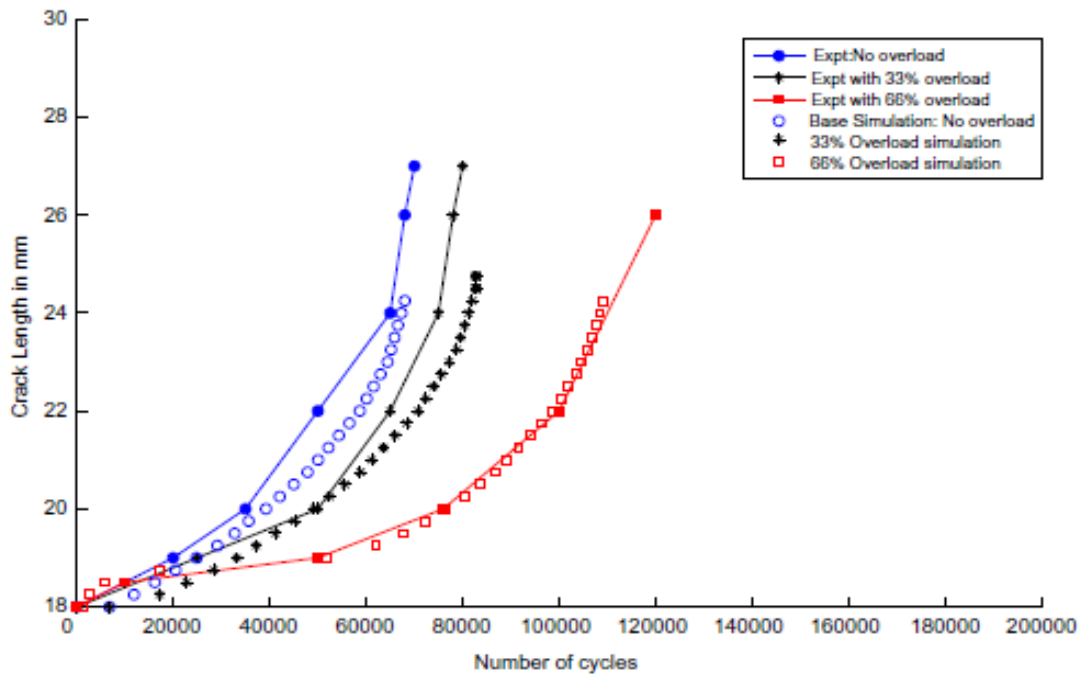


Fig. 26. Effet du taux d'une seule surcharge sur le retard de la fissuration[2]

La fissuration par fatigue due aux surcharges multiples et superposées à un chargement à amplitude variable a fait l'objet d'une étude menée par Tur et Vardar [3] et appliqué à l'alliage d'aluminium 2024 T3. Les taux de surcharge 1.3, 1.5 et 1.6 ont été appliqués. La périodicité de l'application des surcharges varie de 3 à 10000 cycles. La vitesse de fissuration est minimale pour un espacement de surcharge de l'ordre de la moitié de la durée du retard générée par l'application d'une seule surcharge (figure 27 et 28).

Les essais de fatigue avec surcharges multiples ont montré qu'à ΔK constant le retard est important comparativement aux essais à ΔP constant (figure 29).

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

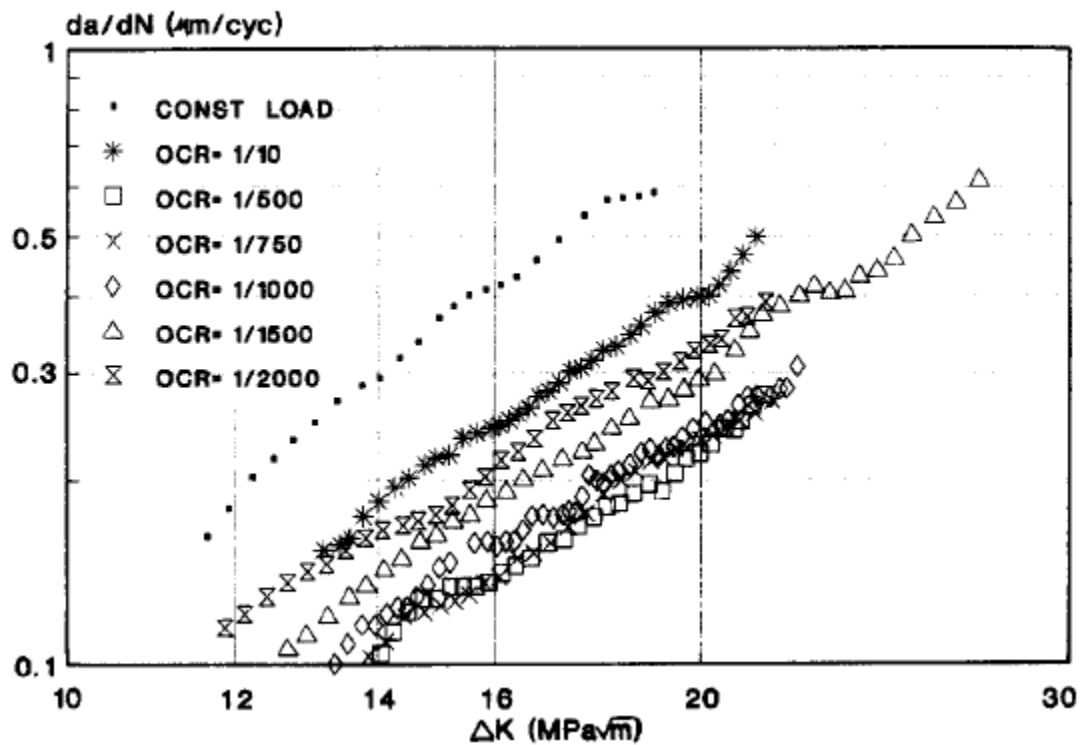


Fig. 27. Evolution des vitesses de fissuration dues à des surcharges périodiques à amplitude de chargement ΔP constante dans l'alliage d'aluminium 2024-T3 avec $ORL=1.3$ [3].

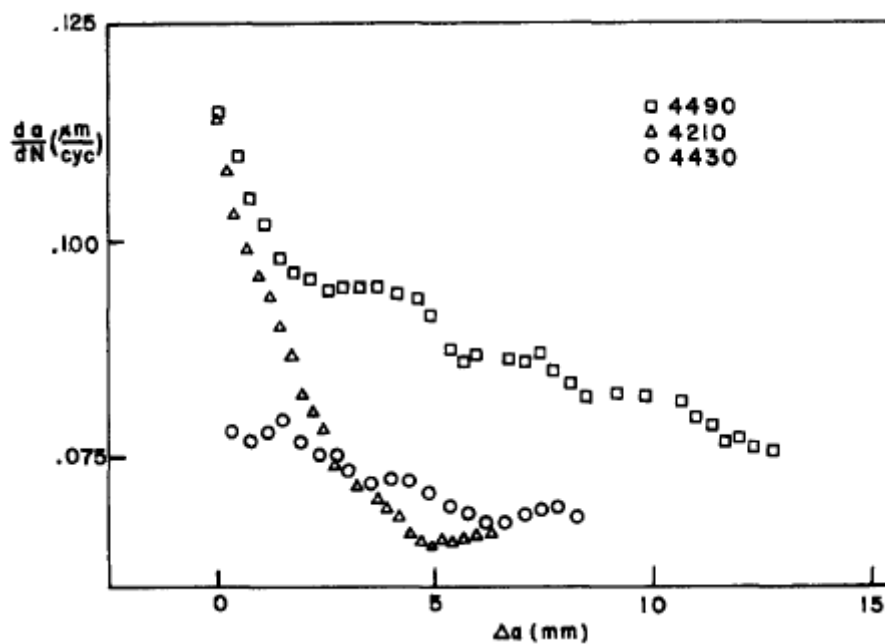


Fig. 28. Evolution de la vitesse de fissuration en fonction de la longueur de fissure Δa dans l'alliage d'aluminium 2024 T3 avec $ORL=1.5$ [3].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

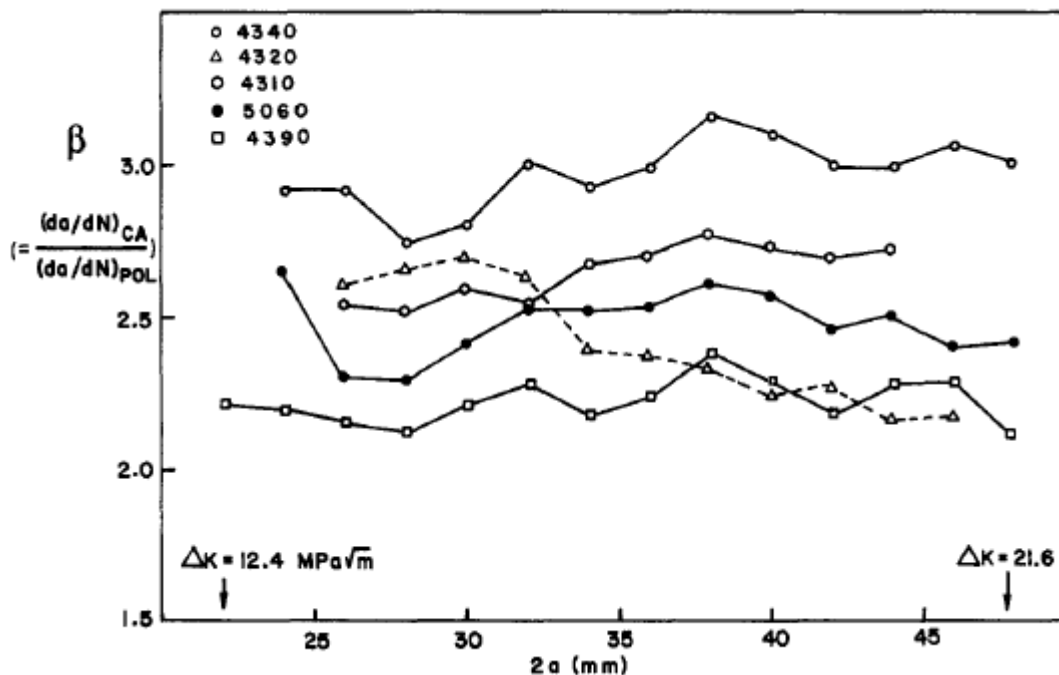


Fig.29. Uniformité du facteur de retard dans les tests d' ΔP constante a la propagation de longueur de fissure dans l'alliage d'aluminium 2024-T3 avec $ORL=1.6$ [3].

La vitesse de propagation des fissures de fatigue a amplitude constante avec simple surcharge dans l'alliage d'aluminium 2024 en forme de feuille et plaque a été étudiée par Kermanidis et al [4]. Les tests de la vitesse de propagation des fissures de fatigue a 'amplitude constante montré que la résistance de propagation de fissure a été supérieure dans les plaque attribuée à une rugosité induite par la fissure de fermeture prononcée en raison de la structure grossière et de grain allongé comme représenté par (figure 30). Et dans la figure (31,) l'effet de retard sont fortement influencés par la longueur de fissure à laquelle de surcharge avec un $ORL=1.6$.

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

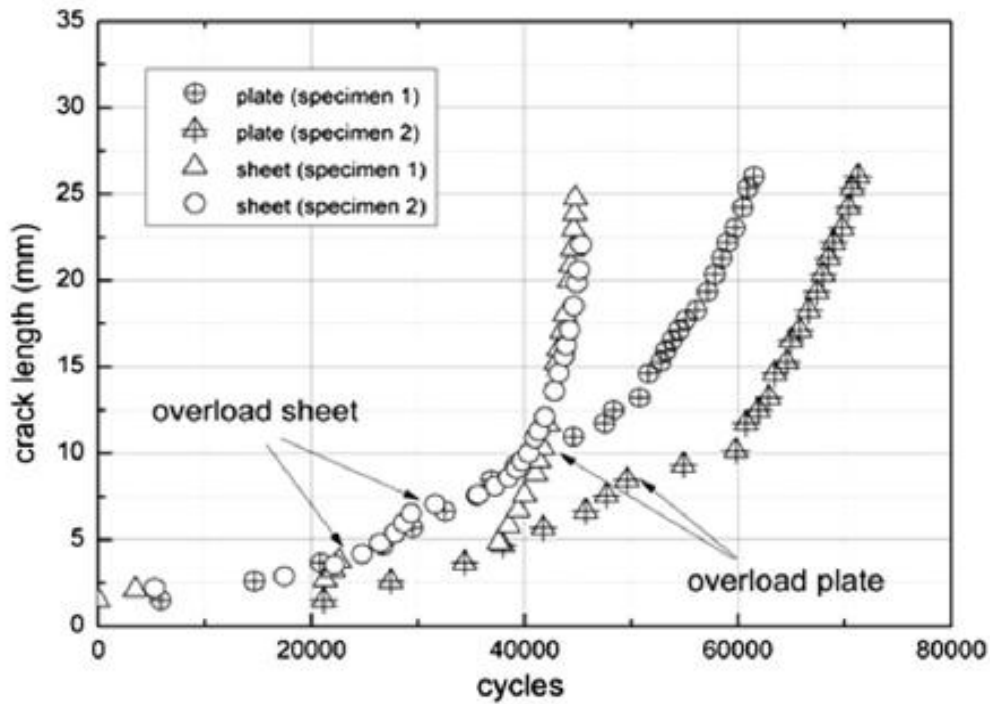


Fig. 30. Courbes de propagation de fissure avec une surcharge unique pour tôles et plaques en directions L (ORL = 1.6)[4].

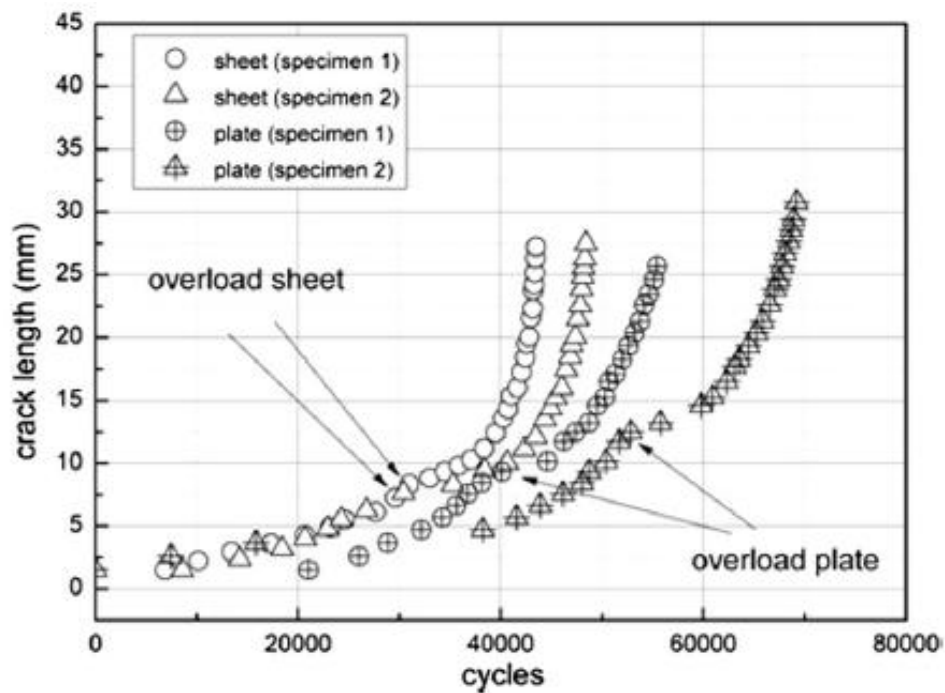


Fig. 31. Courbes de propagation de fissure avec une surcharge unique pour tôles et plaques en directions LT. (ORL = 1.6)[4].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

Sur les (figures. 32 et 33), les résultats d'analyse sont affichés par rapport aux données expérimentales de propagation de fissure pour les matériaux feuille et plaque en sens L et LT. La comparaison des figures est réalisé en termes de propagation des fissures par rapport au nombre de cycles, ainsi que le taux de propagation par rapport au facteur d'intensité ΔK . Dans la gamme ΔK ont examiné de 10-30 $\text{MPa.m}^{1/2}$, l'analyse prédiction est en bon accord avec la propagation de la fissure expérimentale dans la phase de surcharge. Est également obtenu un bon accord entre les résultats analytiques et expérimentaux en termes de vies de fatigue.

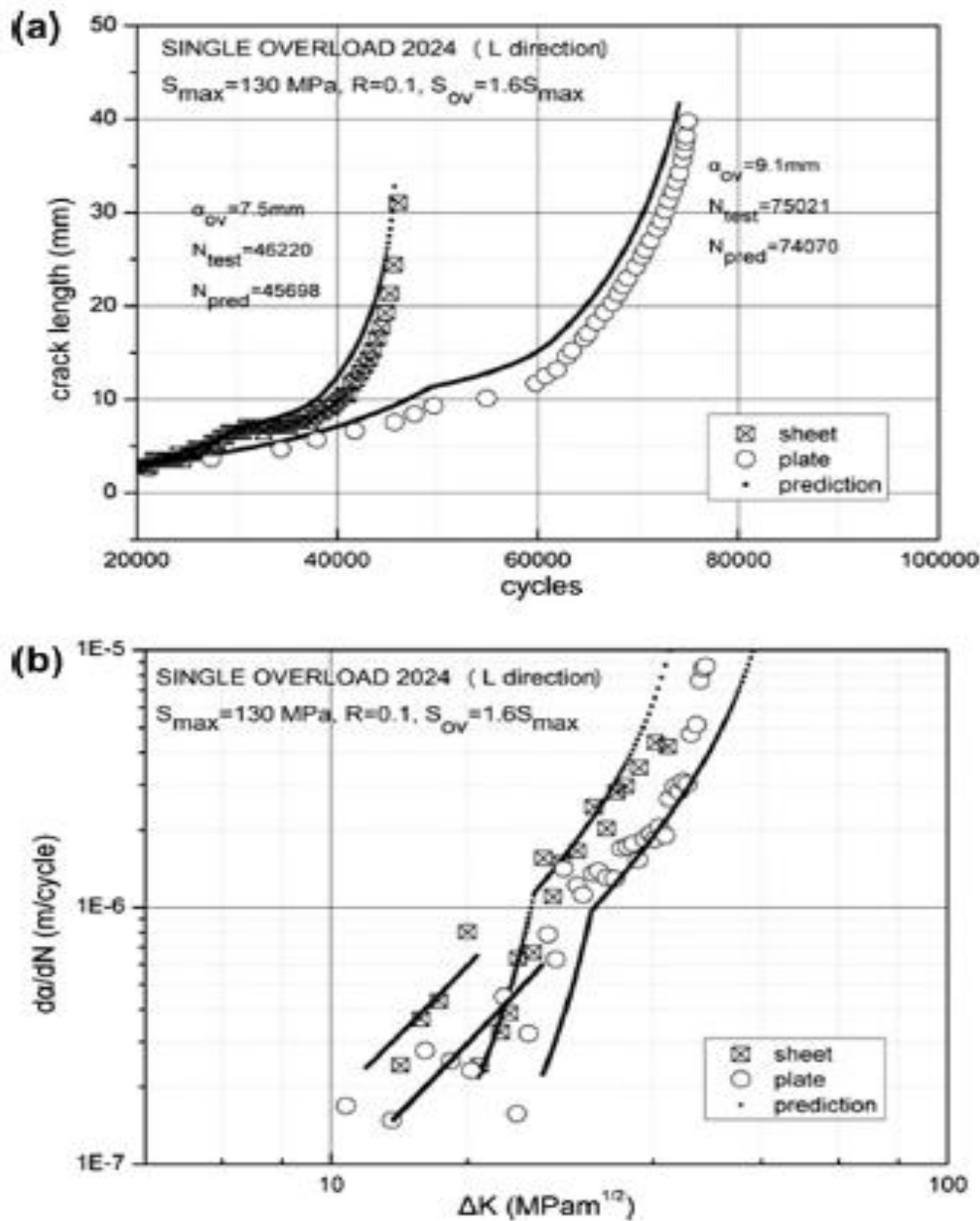


Fig.32. (a) courbe de propagation des fissures. (b) Evolution des vitesses de propagation des fissures à simple surcharge dans le sens L pour une valeur d'ORL=1.6 [4].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

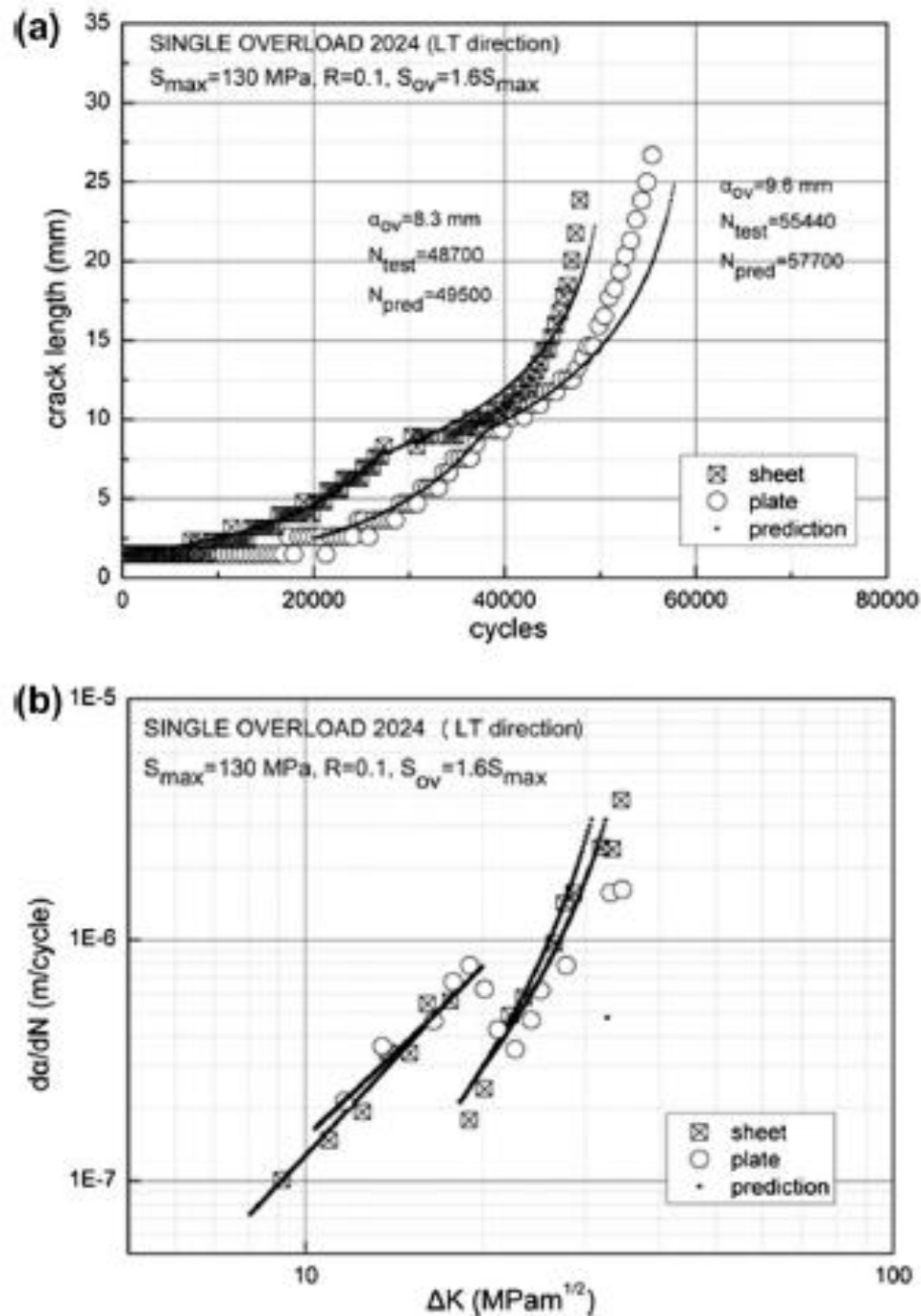


Fig. 33.(a) courbe de propagation des fissures. (b)Evolution des vitesses de propagation des fissures a simple surcharge dans le sens L[4].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

Afin d'étudier l'interaction des effets de chargements variables, Newman [5] a étudié la propagation des fissures par l'application d'un modèle de fermeture de fissure induite par la plasticité. L'étude a été basée sur le modèle de Dugdale modifié. Le modèle a été utilisé pour établir une corrélation entre les taux de propagation de la fissure sous chargement d'amplitude constante et ensuite utilisé pour prédire la propagation de la fissure sous chargement à amplitude variable appliqué sur tôles mince en alliage aluminium 2024- T3 (figure 34). L'effet d'un chargement variable avec surcharge et surcharge/sous-charge sur la durée de vie en fatigue est montré par la (figure 35). Les résultats (cercles) montrent que pour un rapport de surcharge $ORL=2.0$, la durée de retardation est de l'ordre de 20000 cycles. Pour le même chargement suivi d'une sous-charge le retard dû l'application de la surcharge a diminué et est de l'ordre de 7000 cycles.

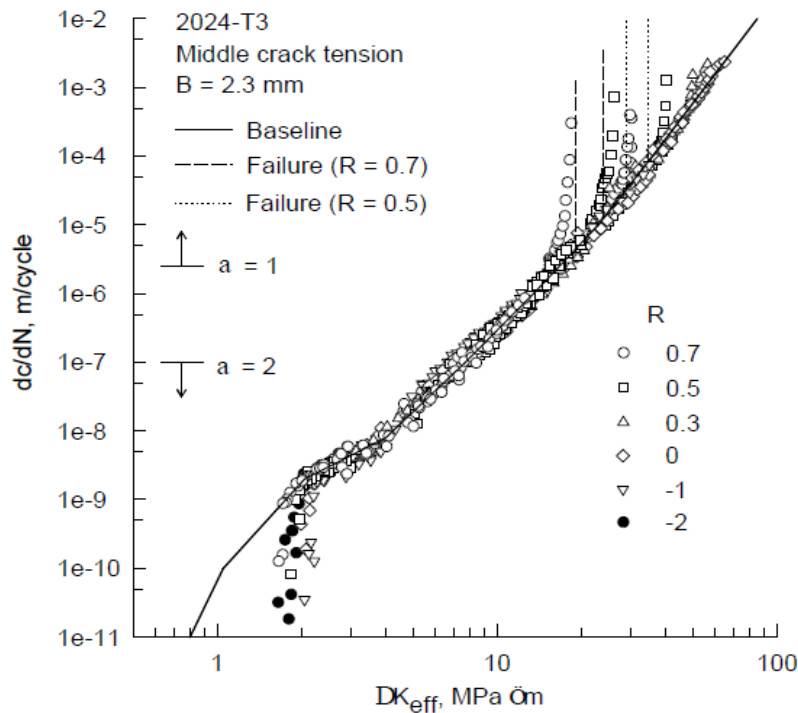


Figure 34 –Evolution de la vitesse de fissuration en fonction du facteur d'intensité de contrainte effective avec $ORL=2$ dans l'alliage d'aluminium 2024-T3[5].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

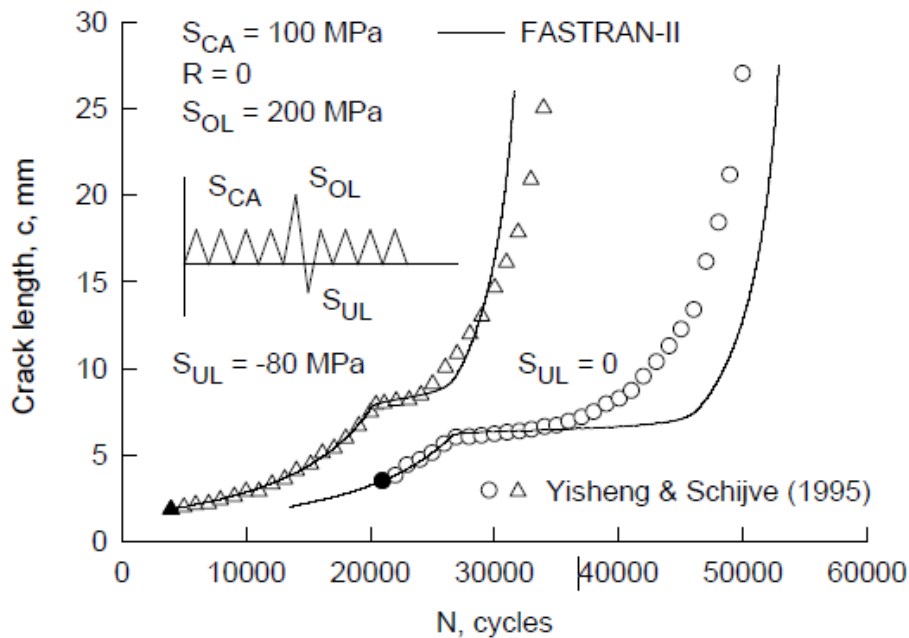


Figure 35—Effet d'un spectre de chargement sur la durée de vie en fatigue (surchage/sous charge) [5]

L'influence de chargement à amplitude variable sur la propagation des fissures de fatigue a été étudiée pour deux structures différentes en alliage d'aluminium 2024-T351 sous forme de feuille, une avec grain fin, et l'autre avec des grains allongés conduit par Heidemann [6]. Les essais de fatigue sur des échantillons fissurés avec un rapport de surcharge $ORL=1.5$ et le nombre intermittents des cycles de base des surcharges consécutives varie entre " $n=100$ " et " $n=10000$ " comme présenté dans la (figure 36). Dans le cas des grains fin et " $n=10000$ ", on constate une diminution significative de la vitesse de fissuration par rapport aux autres types de chargements (CA, $n=100$). Contrairement aux grains fins, l'écart en vitesse de fissuration diminue avec l'augmentation du facteur d'intensité de contrainte ΔK pour le cas des grains allongés entre $n=100$ et $n=10000$. Par contre, un écart significatif constant en vitesse de fissuration par rapport au chargement à amplitude constante.

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

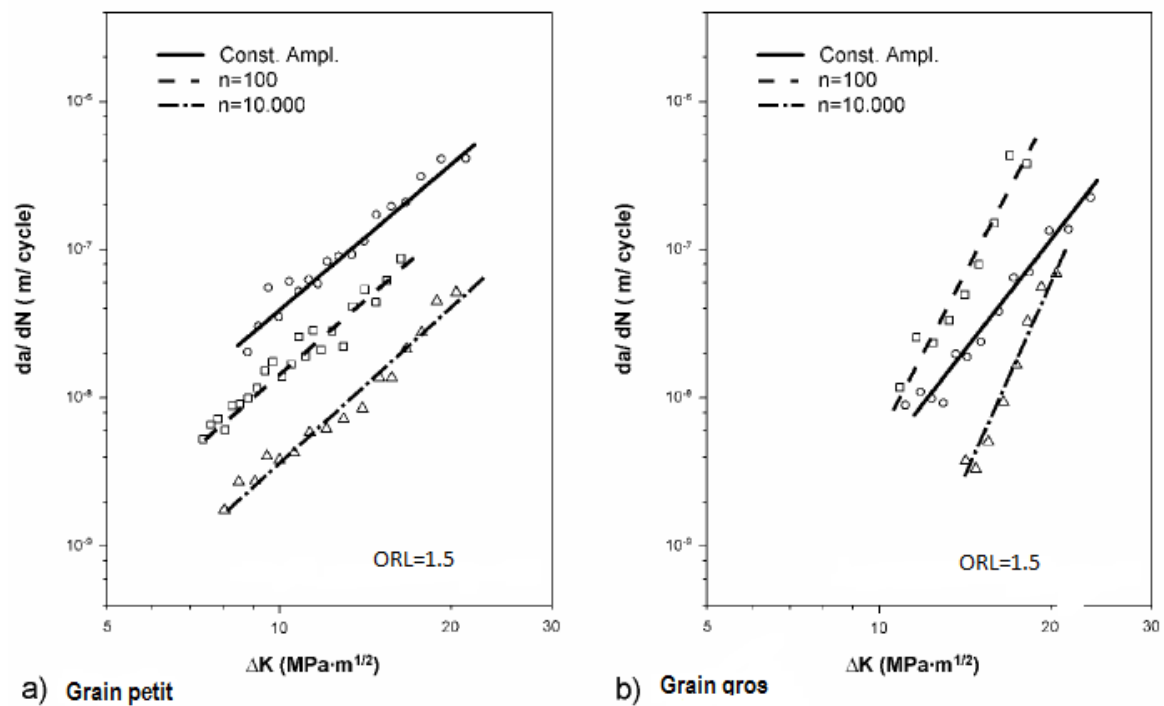


Figure 36 : Evolution des vitesses de propagation des fissures de l'alliage aluminium 2024-T351 : (a) : grain fin (b) gros grain[6].

Dans l'étude de propagation des fissures il ya des paramètres de contrôle importants comme le «taux de propagation spécifique »(m). Ce paramètre dépend de la fissure qui conduite par des forces motrices. Les autres paramètres importants (le module de Young, et le rendement de la tension) qui affecter a la Plage de taux de contrainte d'intensité et la ténacité. Mohanty et al[7] étudier l'effet de retarde de fissuration avec variation des angles des surcharges (figure 37) pour les alliages d'aluminium 2024 T3.Et dans la (figure 38) représenté l'évaluation de la vitesse de propagation avec un angle d'application de surcharge constant=54° et un rapport de surcharge ORL=2.5.

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

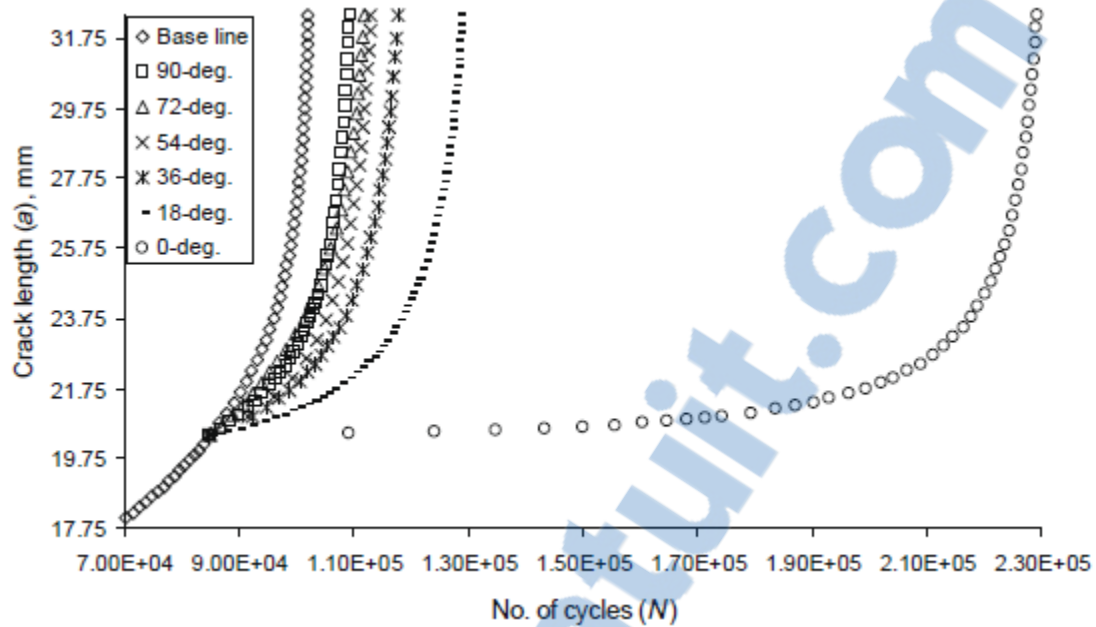


Figure 37: Courbe a-N pour différent angles d'application de surcharges[7]

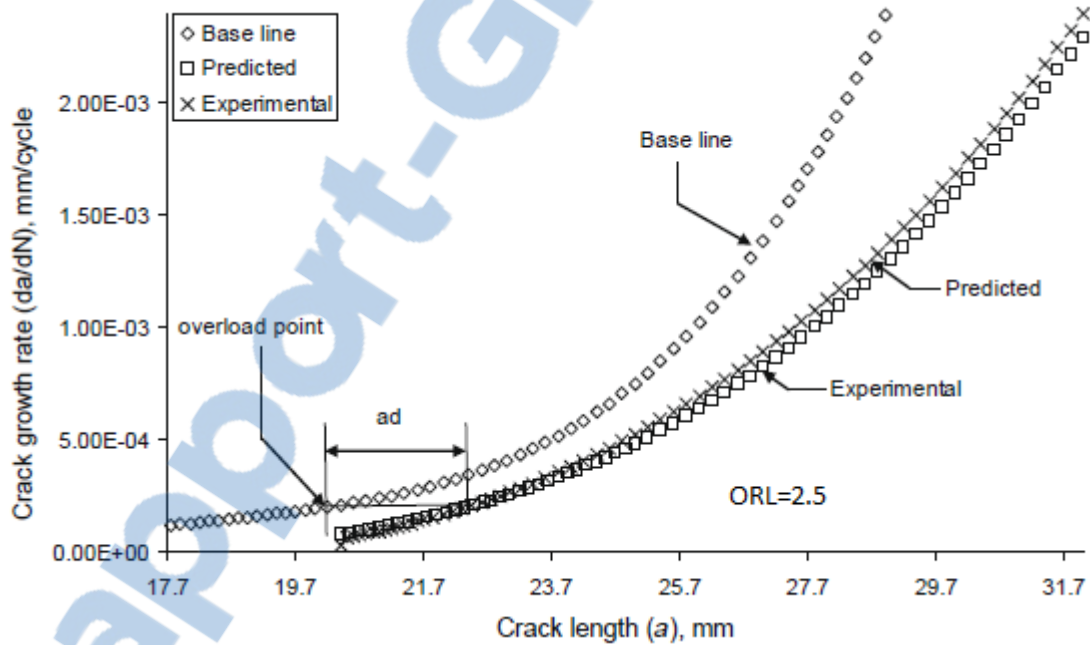


Figure 38 : Effet sur la longueur de fissure retardée a un angle d'application de surcharge $\beta=54^\circ$ pour (l'alliage aluminium 2024 T3)[7].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

III.2. Alliages aluminium de la série 6000

III.2.1 Introduction

Les alliages d'aluminium les plus distingués sont ceux qui forment à l'état d'équilibre une solution solide faiblement alliée ou des phases intermétalliques, d'où leur dénomination alliages à solution solide.

Les alliages Al-Mg-Si(Cu) sont largement utilisés comme des alliages structuraux de moyenne résistance qui allient les avantages suivants : une bonne formabilité, une bonne soudabilité et une résistance remarquable à la corrosion [8]. Les éléments d'alliage de cette série sont le magnésium (Mg) et le silicium (Si) [9]. Cette famille d'alliage a une grande importance industrielle. Elle est très utilisée pour les profilés. Ils ont une bonne aptitude à la déformation (filage, matriçage principalement) et à la mise en forme à froid à l'état recuit. Leurs caractéristiques mécaniques sont moyennes et sont inférieures à celles des alliages 2XXX et 7XXX. Ces caractéristiques peuvent être améliorées par l'addition de silicium qui formera avec Mg, le précipité métastable durcissant β'' . Ils présentent une bonne résistance à la corrosion notamment atmosphérique. Ils se soudent très bien (soudure à l'arc ou brasage). On peut les classer en deux groupes [10].

- ❖ Un groupe dont les compositions sont plus riches en magnésium et silicium tel que les alliages 6061 et 6082, qui sont utilisés pour des applications de structure (charpente, pylône...).
- ❖ Une deuxième catégorie renferme une faible teneur en silicium qui par conséquent aura des caractéristiques mécaniques plus faibles tel que le cas du 6060 qui permet de grandes vitesses de filage mais qui a des caractéristiques mécaniques plus faibles.

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

III.1.2 Propagation des fissures dans les alliages de la série 6000

Il est bien connu qu'un retard dans la propagation des fissures de fatigue se produit en raison de l'application de surcharges simples dans une amplitude constante. De nombreux modèles ont été proposés pour décrire ce phénomène. L'étude conduite par Harmain [11] a présenté une meilleure compréhension de l'effet de retard dû à l'application des surcharges. L'étude proposée est focalisée sur l'évaluation du retard et en conséquence la durée de vie de la fatigue due à l'application d'une seule surcharge. Pour la prédiction, un modèle de propagation de fissures de fatigue avec effet du taux de surcharges pour un spectre à une seule surcharge pour l'alliage d'aluminium 6061 T6. Plusieurs modifications sont proposées basées sur le modèle de Wheeler, qui inclut l'effet du facteur d'intensité de contrainte effective, basée sur le concept de fermeture de fissure d'Elber. Les résultats présentés par les figures (39,40) montrent que l'interaction de surcharge suivante la zone plastique et la prise en compte de la fermeture de la fissure explique l'effet de retard suite à une simple surcharge.

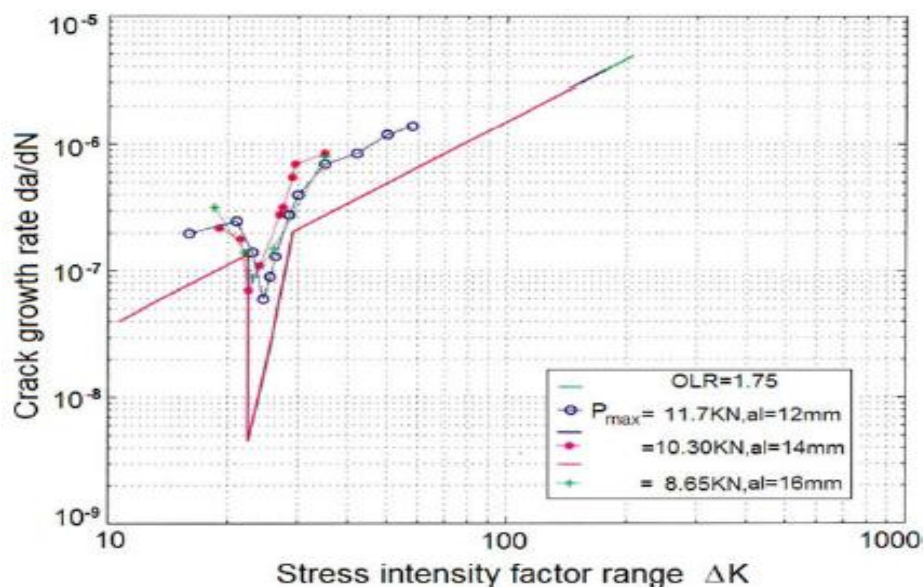


Fig. 39. Comparaison numérique avec le travail de Broek et al [12] à $OLR = 1,75$ pour l'alliage d'aluminium 6061-T6

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

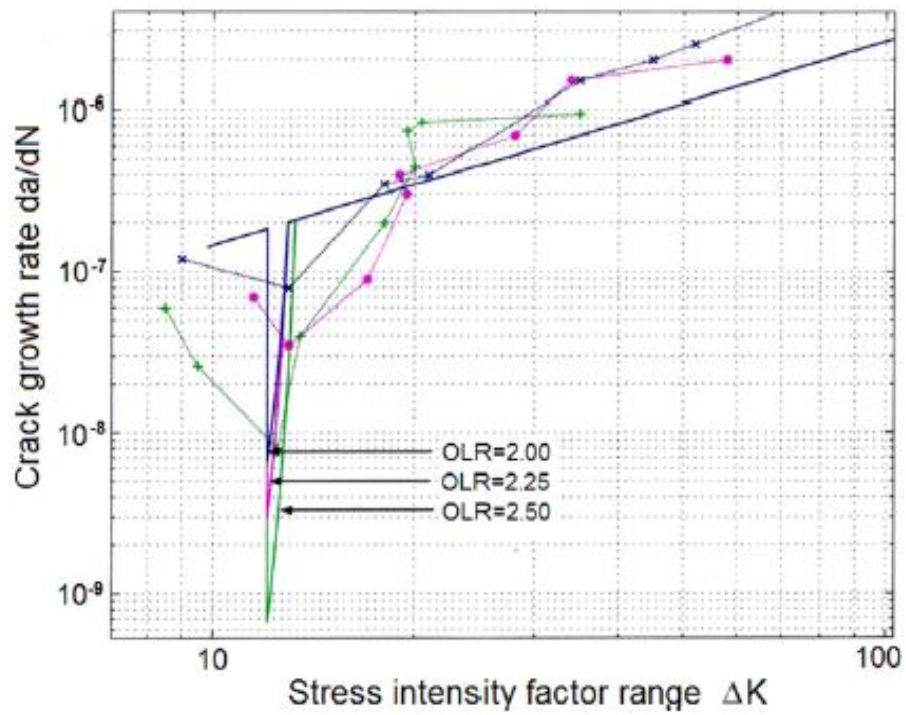


Figure. 40. Effet du taux de surcharge sur la vitesse de propagation de fissure de fatigue Willenborg et al. [13] dans l'alliage d'aluminium 6061-T6.

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

Borrego et al [14] ont étudié l'influence du rapport de charge "R" et du taux de surcharge "OLR" sur la vitesse de fissuration da/dN à une longueur de fissure minimum atteinte jus qu'a a_{min} (figure 41). Comme prévu, (a) augmente avec ΔK et OLR et diminue lorsque R augmente. Dans cette figure, il est évident que l'influence de R sur a_{min} est approximativement constante pour ΔK basse et haute.

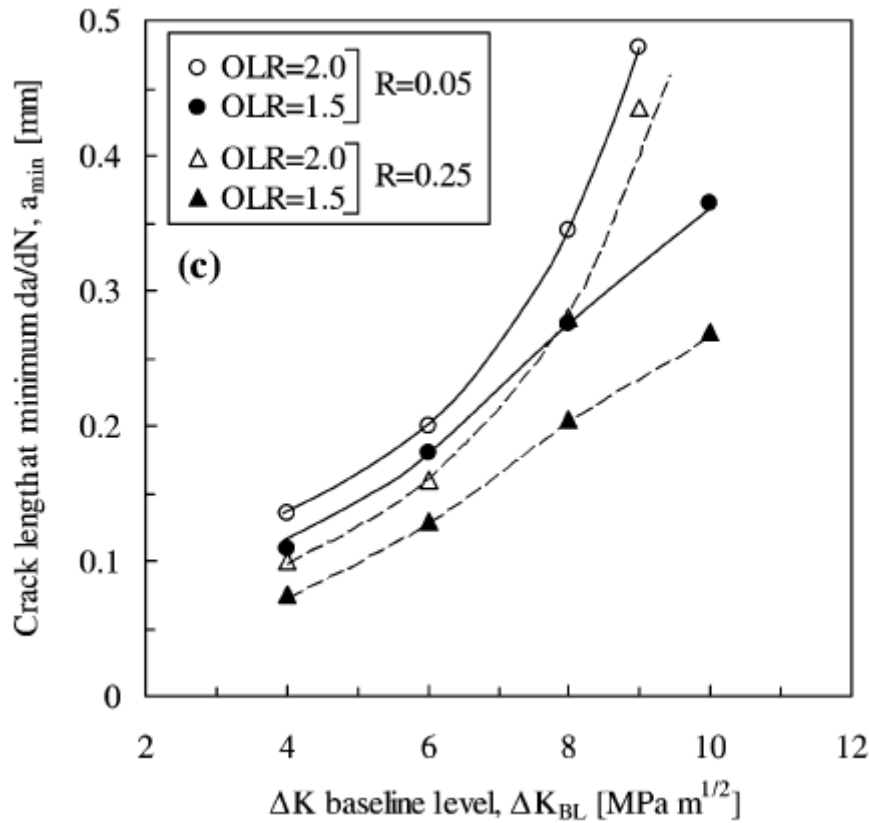


Fig. 41. Effet du rapport de charge et du rapport de surcharge sur la vitesse de propagation de fissure pour l'alliage d'aluminium 6082-T6 [14].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

L'étude de SHEU et al [15] de la propagation des fissures de fatigue avec une seule surcharge réalisée sur l'alliage d'aluminium 6082 T651 à des valeurs de rapports de charge varie de 0,05 et 0,25. L'étude a été effectuée dans des conditions ΔK constantes. Un processus a été proposé dans cette étude pour améliorer le model de Wheeler en ajustant le nombre de cycles retarder dans un essai a simple surcharge pour un (ORL=1,7). Les prédictions de Wheeler pour la propagation de la fissure retardée après une application d'une surcharge se sont mettre en corrélation suffisamment avec les résultats expérimentaux (figure42-43).

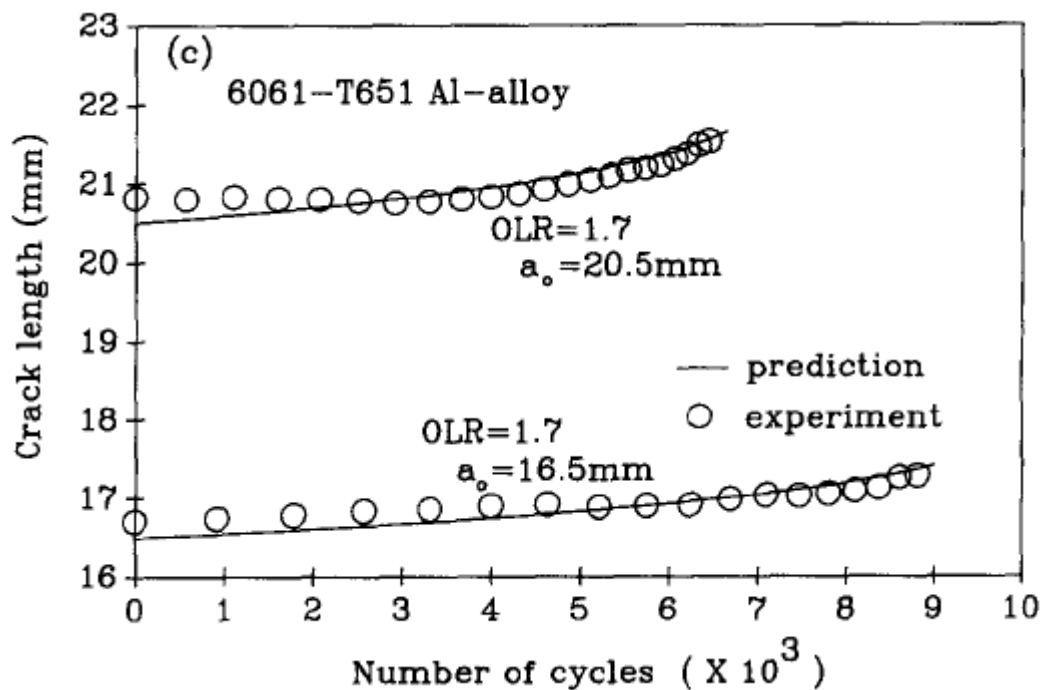


Fig.42. Comparaison des prédictions de Wheeler avec les résultats des tests Pour les alliage- Al 6061-T651 a OLR = 1,7[15]

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

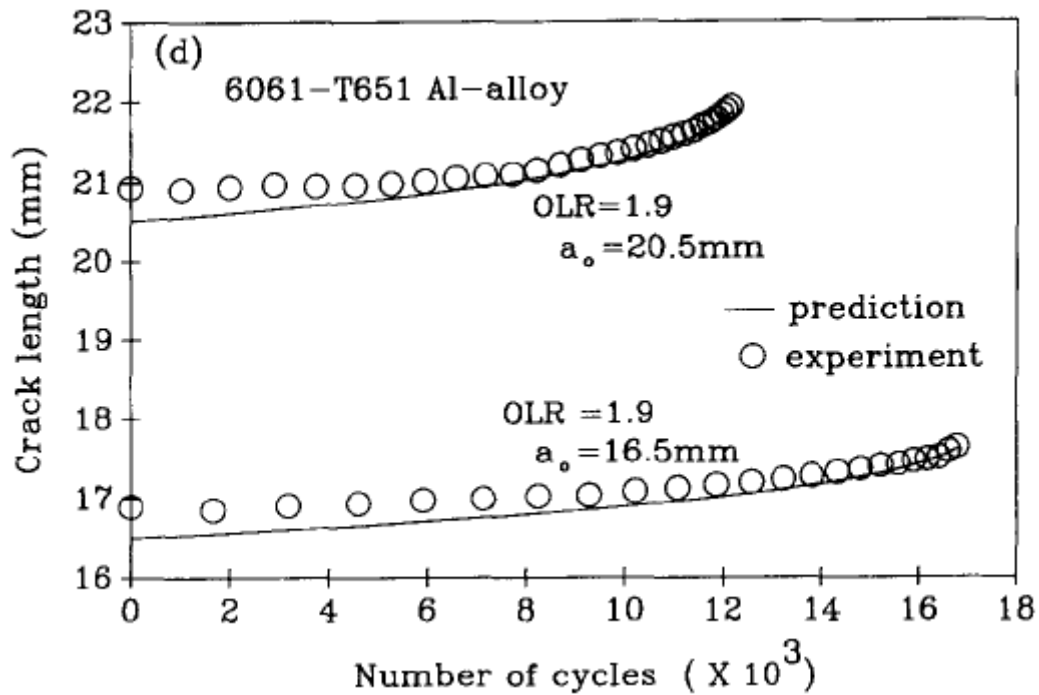


Fig.43. Comparaison des prédictions de Wheeler avec les résultats des tests Pour les alliage-Al 6061-T651 a OLR = 1,9[15].

La figure (figure 44) indique que l'effet du rapport de surcharge OLR augment avec l'augmentation de valeur de l'exposant façonner(m).

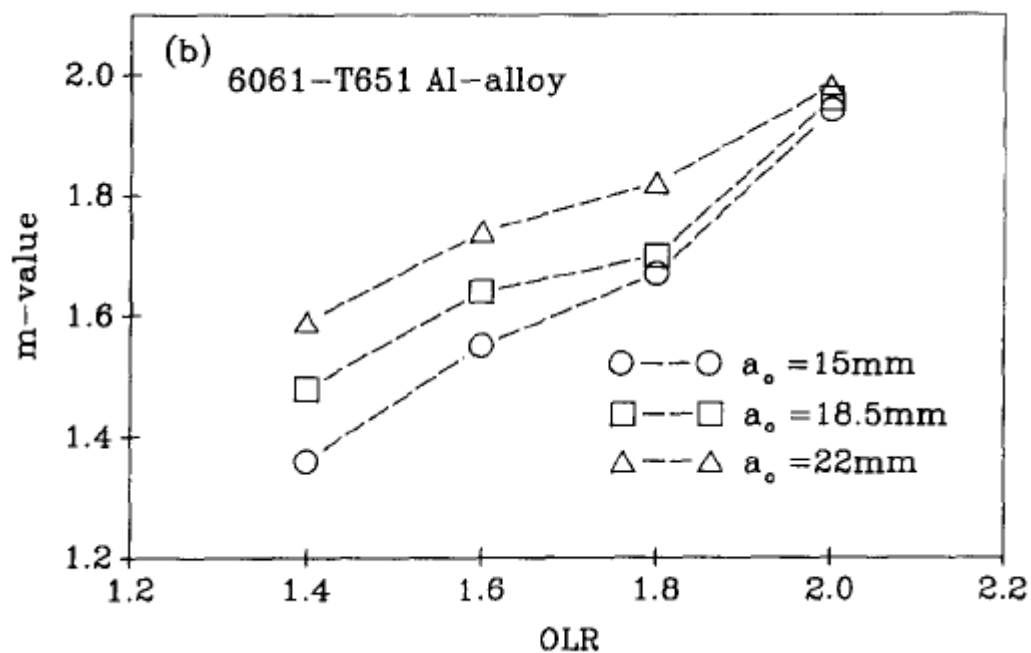


Fig. 44. L'effet du rapport de surcharge sur la valeur m dans les alliages d'aluminium 6061-T651[15].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

Kumar et al [16] ont étudié l'effet de fermeture des fissures et la vitesse de propagation de fissure de fatigue sur l'alliage d'aluminium 6063- T6. Différents rapport de surcharge ont été appliqués à partir d'une longueur de fissure de 8 mm (figure 45). La figure 24 illustre l'évolution de la vitesse de fissuration avec des taux de surcharge variant de 1.667 à 2.06. Le résultat montre qu'on est en présence d'un retard immédiat après l'application des surcharges et que la vitesse diminue avec l'augmentation du taux de surcharge comparativement avec l'application d'un chargement à amplitude constante.

De plus l'effet l'application d'une seule surcharge avec des taux de surcharge variables est bénéfique sur la durée de vie à la fissuration par fatigue (figure 46). A titre d'exemple, le retard pour un taux de surcharge de 2.06 est de l'ordre de 14×10^4 cycles par rapport à un chargement à amplitude constante.

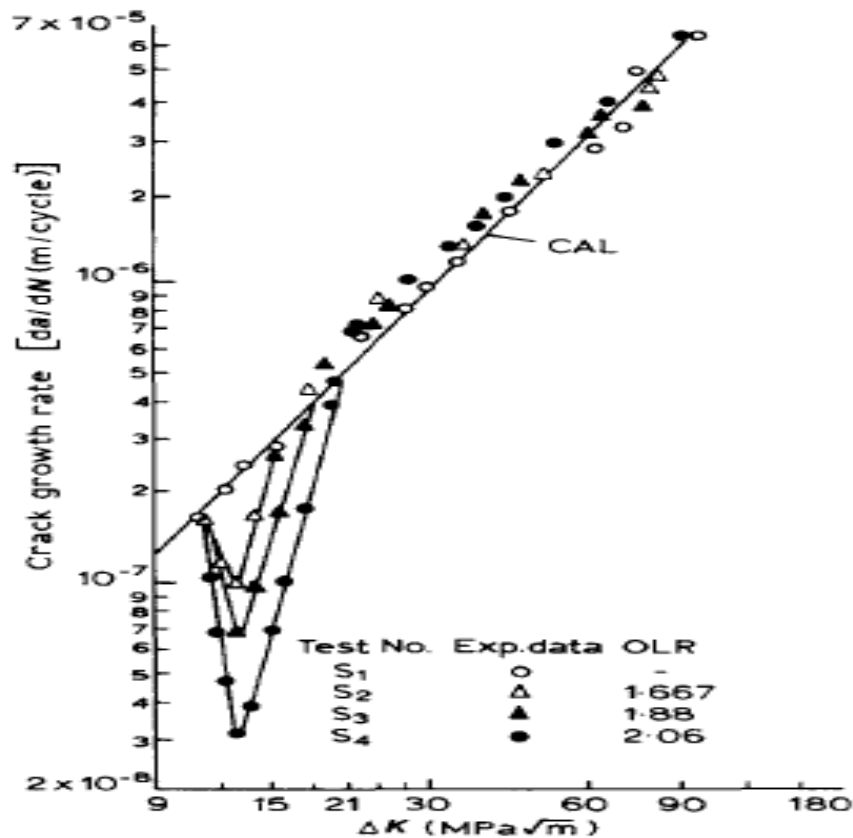


Fig. 45. Courbe da/dN - ΔK avec une application de simple surcharge, pour long de fissure = 8mm [16].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

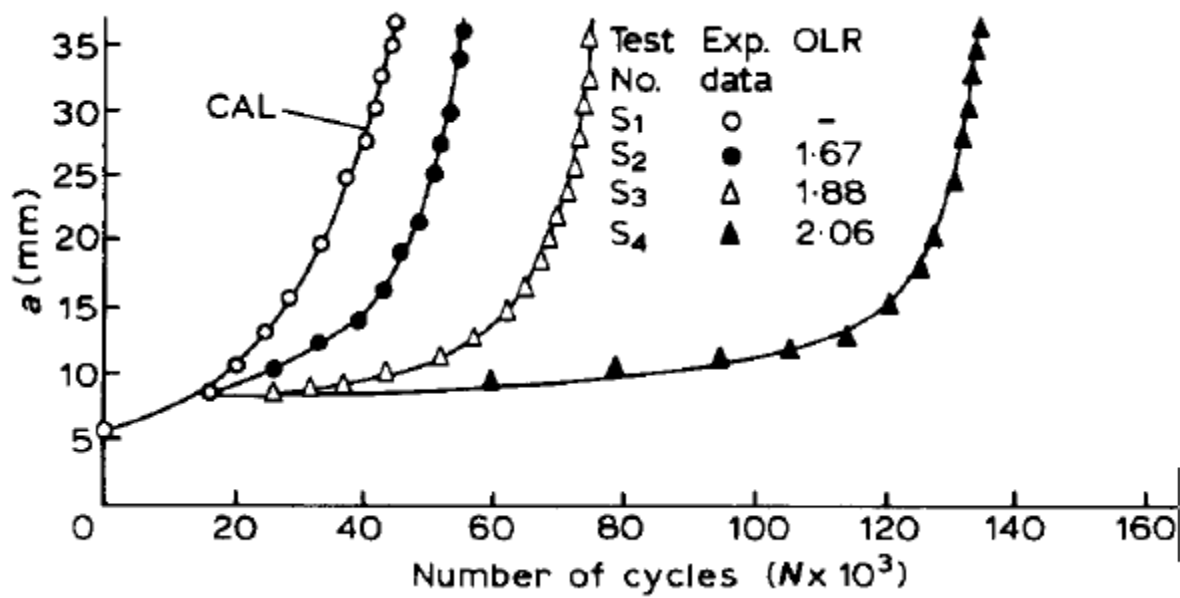


Fig.46. Effet du taux de surcharge sur la durée de vie en fatigue de l'alliage aluminium 6063-T6[16].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

III.3. Alliages aluminium de la série 7000

III.3.1 Introduction

Les alliages aluminium-zinc comprennent différentes sous-familles mais la principale est constituée par les alliages à haute résistance du type AlZnMgCu. Ces alliages ont été spécialement mis au point afin de présenter différents compromis performants des propriétés suivantes :

- Résistance mécanique fonction de l'épaisseur des produits en agissant sur les éléments d'addition principaux et secondaires.
- Résistance à la corrosion sous tension en jouant sur les traitements thermiques
- Ténacité et comportement en fatigue en utilisant des alliages à faibles teneurs en impuretés (Fe, Si...), en ajustant les teneurs de certains éléments d'addition secondaires et en optimisant les traitements thermiques.

Ces alliages ont actuellement des applications importantes dans l'industrie aéronautique et en particulier dans les structures des avions (Airbus, Boeing...).

✧ Alliage 7475, (dérivé des alliages 7075 et 7175) considéré comme celui qui présente la meilleure ténacité de tous les alliages d'aluminium à haute résistance actuellement industrialisé.

✧ Alliages pour automobiles et autocars : pare-chocs et profilés de renforcement.

Différents alliages ont été développés aux États-Unis :

- Alliages 7016, 7029 spécialement réservés aux pare-chocs de décoration.

- Alliages 7021, 7046, 7146, 7116, 7129 destinés aux pare-chocs ou profilés de sécurité.

✧ Alliage pour bouteilles à gaz sous pression :

- Alliage 7060 récemment développé en France réservé aux bouteilles à résistance mécanique élevée.

✧ Alliages pour blindage de chars :

- Alliages 7017, 7018, 7039 utilisés, en parallèle avec l'alliage 7020, en raison de leurs propriétés balistiques intéressantes.

✧ Alliages à très grande fiabilité pour profilés :

Alliage représentatif est l'alliage 7003 développé au Japon pour les profilés de structure (concurrent 7020 et 6061 mais avec l'avantage de présenter une meilleure aptitude au filage).

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

III.3.2 Propagation des fissures dans les alliages de la série 7000

L'étude de l'effet de surcharge sur la propagation des fissures de fatigue est réalisée sur l'alliage d'aluminium 7050-T74 qui utilisés dans les structures aéronautiques conduit par Benachour et al [17]. Le modèle de propagation de fissure utilisé dans cette étude c'est le modèle de NASGRO. En charge à amplitude constante, l'effet du chargement étudié la vie de fatigue et le taux de propagation des fissures de fatigue étaient affecté par ce facteur (figure 47,48). Le chargement d'amplitude variable peut prendre plusieurs formes à savoir d'une seule surcharge, bande de surcharge ... etc. La forme de ces surcharges affecte fortement la vie de fatigue et le taux de propagation de fissure de fatigue. L'application d'une seule surcharge diminue le taux de propagation des fissures de fatigue et augmente la longueur de fissure causée par la formation d'une grande zone plastique par rapport à la zone plastique due sans chargement à amplitude variable.

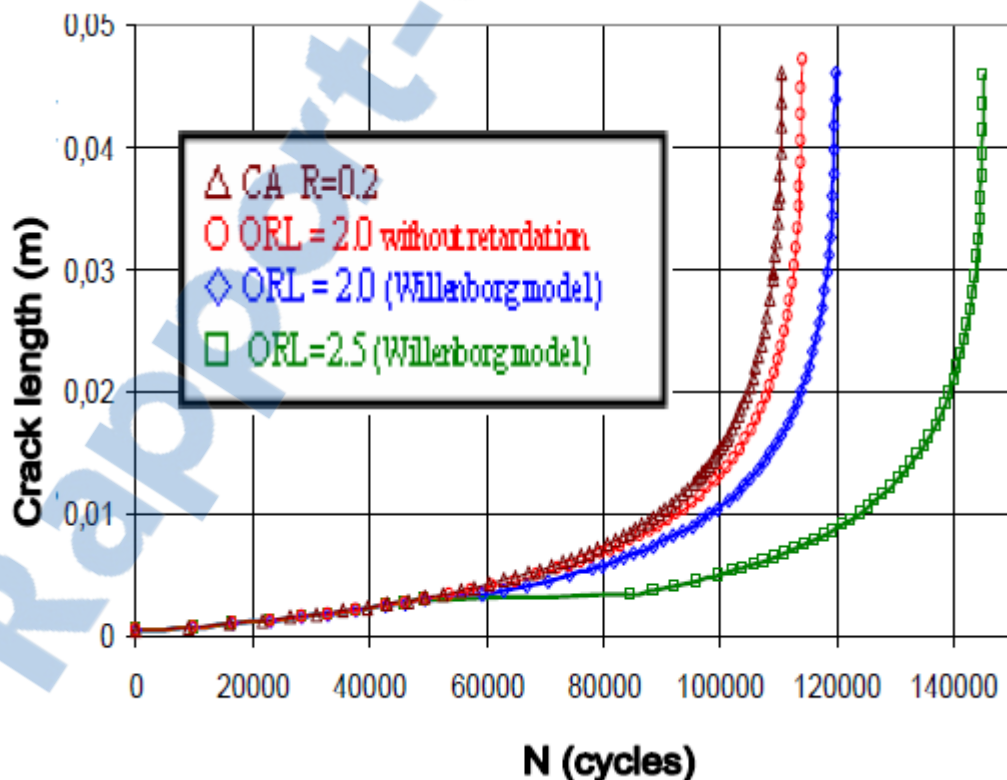


Figure. 47. Effet du rapport de surcharge (ORL) sur le retard de propagation de fissure de fatigue pour l'alliage aluminium 7050-T74[17].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

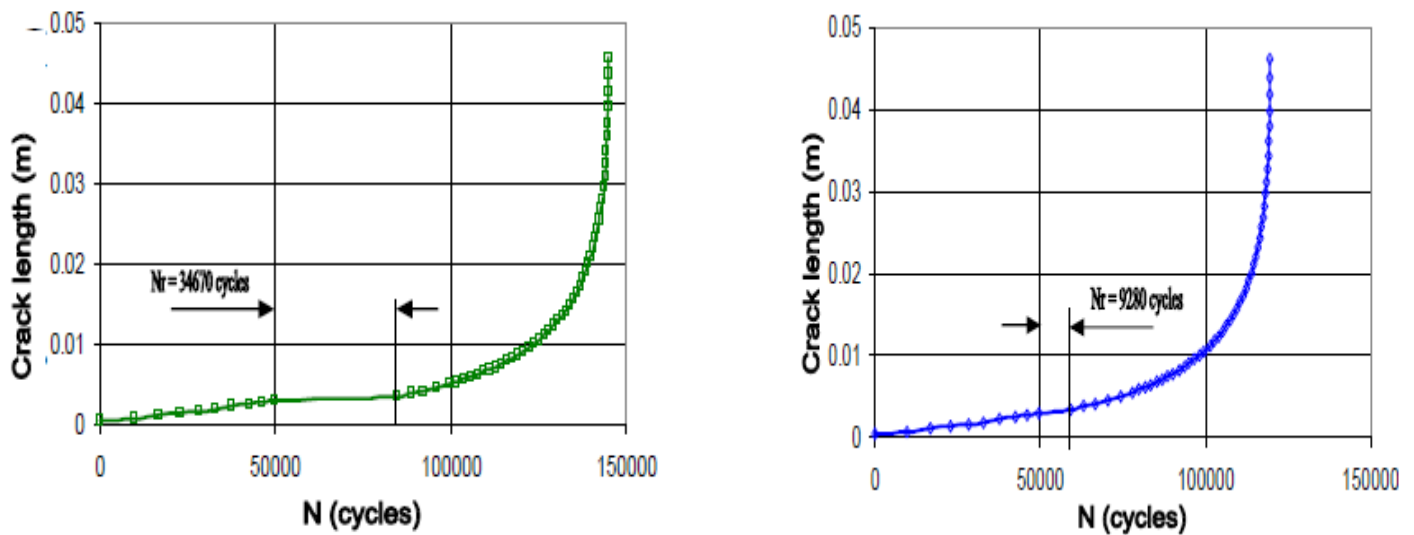


Fig. 48. L'évaluation de retard dans la surcharge simple OLR = 2.0, OLR=2.5 pour l'alliage aluminium 7050 -T74[17].

La (figure 49) donne les résultats de l'évolution des taux de propagation de fissure de fatigue. À la fois le rapport de surcharge appliquée après la surcharge montre une diminution du taux de propagation de fissure de fatigue. Est cette figure montre en détail la diminution de taux de propagation de fissure de fatigue qui est passé de 4×10^{-8} à 1×10^{-8} m / cycle qui vient pour l'application de la surcharge.

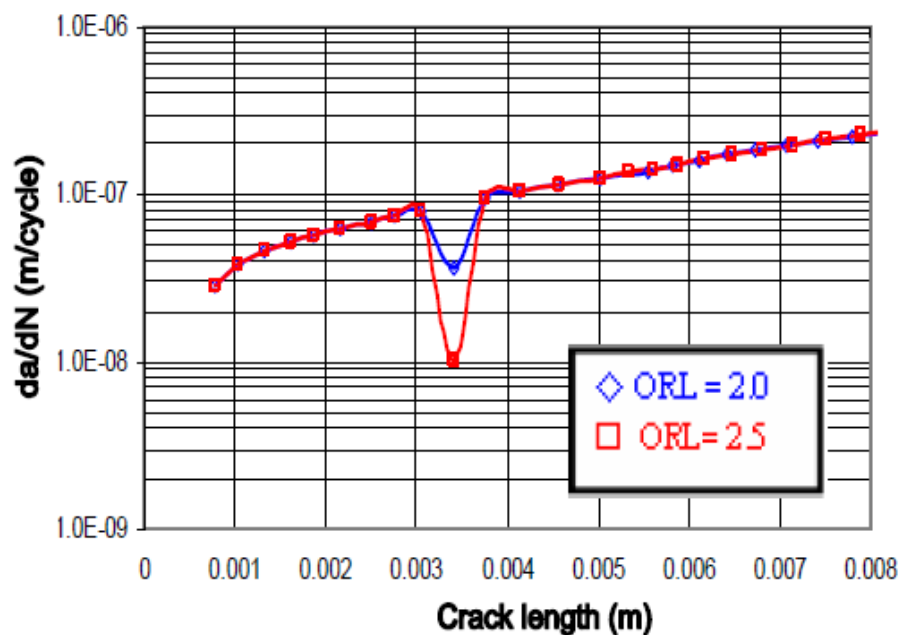


Fig. 49. Effet du rapport de surcharge sur le facteur de propagation de fissure utilisant le modèle de Willenborg généralisée [18].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

L'investigation des effets des niveaux de surcharges sur la vitesse de propagation de l'alliage d'aluminium 7050 T7451 a été conduite par Wahab et al [19]. Ce matériau est largement utilisé pour les structures des avions de combat.

Les résultats expérimentaux après application des surcharges révèlent un retard important dont la différence en durée de vie entre chargement à amplitude variable et le chargement à amplitude constante est de l'ordre de 700000 cycles.

Les résultats expérimentaux ont été comparés par rapport aux résultats prédits par le modèle de Wheeler (figure50).

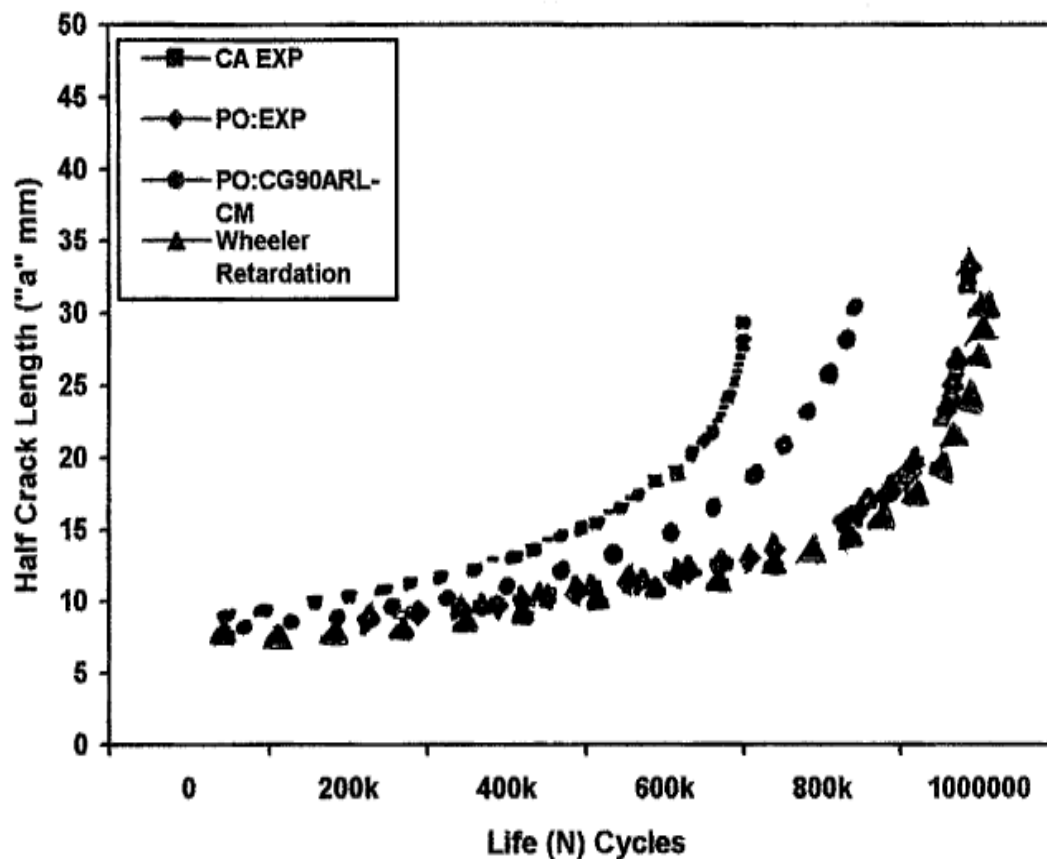


Fig. 50. Comparaisons expérimental de surcharge périodique et des surcharge à 'amplitude Constant avec des résultats numériques de retard de Wheeler et résultats de modèle numérique[19].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

L'effet du retard de la fissuration pour un chargement bi-axiale avec variation de l'angle d'application du chargement " β " avec taux de surcharge a été étudié par Mohanty et al.[7]. Pour un chargement en mode I, l'effet de l'application d'une surcharge est significative comparativement par rapport à un chargement en mode pour un angle $\beta=90^\circ$. Les résultats donnés par la (figure 51), montrent que le retard est maximale pour $\beta=0^\circ$, ce résultat a été confirmé par Sander et Richard [20] pour le même type d'alliage d'aluminium.

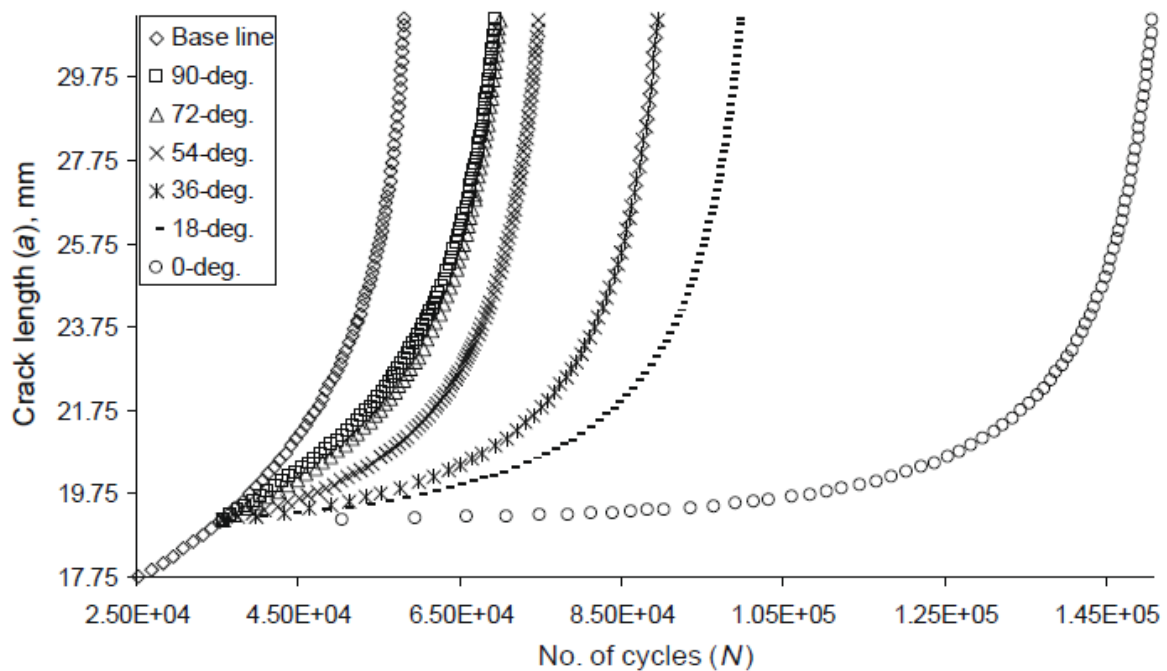


Fig. 51. Durée de vie en fatigue pour $ORL=2.5$ et un chargement biaxiale à différent angle d'application de surcharge pour l'alliage aluminium 7020 T7[7].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

L'étude analytique présentée par Noroozi et al. [21] a été conduite pour prédire l'effet du taux de surcharge sur la propagation des fissures de fatigue après l'application d'une seule surcharge. Le modèle développé a été validé par des essais expérimentaux sur l'alliage 7075-T6 effectués par Chanani [22]. Le retard de propagation des fissures de fatigue prédite et expérimentale après une seule surcharge est représenté sur (la figure 52). Les essais de fatigue ont été effectués pour un rapport de charge $R=0.1$ et des rapports de surcharges 1.5 et 2 respectivement pour des facteurs d'intensité de contraintes $11.4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ et $8.955\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. L'étude analytique montre que le retard est immédiat par contre l'étude expérimentale montre que le retard est différé.

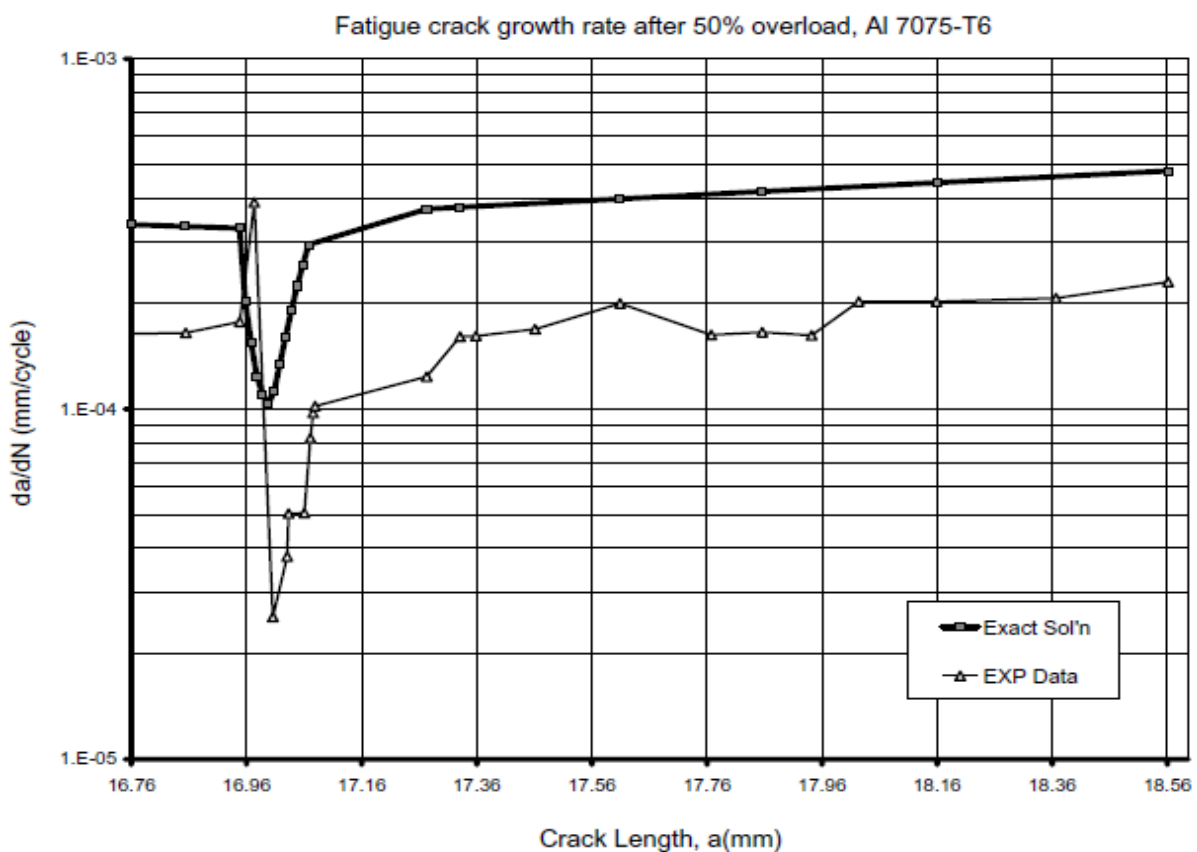


Fig.52.Le retarde de propagation de fatigue avec un effet de surcharge de 50% sur l'alliage d'aluminium 7075-T6 avec ORL=1.5[21].

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

Références bibliographique de chapitre II

- [1] S. Daneshpour Effect of overload on fatigue crack retardation of aerospace Al-alloy laser welds using crack-tip plasticity analysis: International Journal of Fatigue 31 (2009) 1603–1612.
- [2] Ani Ural a, Venkat R. Krishnan b, Katerina D. Papoulia c,/ A cohesive zone model for fatigue crack growth allowing for crack retardation/ International Journal of Solids and Structures 46 (2009) 2453–2462
- [3]YAHYA K. TOR and OKTEM VARDAR/ PERIODIC TENSILE OVERLOADS IN 2024-T3 AL-ALLOY/ Engineering Fracture Mechanics Vol. 53, No. 1, pp. 69-77, 1996
- [4]A.T. Kermanidis , Sp.G. Pantelakis/ Prediction of crack growth following a single overload in aluminum alloy with sheet and plate microstructure/ Engineering Fracture Mechanics 78 (2011) 2325–2337.
- [5] J. C. Newman/Prediction of Crack Growth under Variable-Amplitude Loading in Thin-Sheet 2024-T3 Aluminum Alloys/Engineering Against Fatigue, University of Sheffield, March 1997.
- [6] J. Heidemann, J. Albrecht, G. Lütjering/Effect of Periodic Overloads on Fatigue Crack Propagation in Aluminum Alloys/Materials Science Forum Vols. 519-521 (2006) pp 1065-1070
- [7] J.R. Mohanty, B.B. Verma, P.K. Ray /Prediction of fatigue life with interspersed mode-I and mixed-mode (I and II) overloads by an exponential model: Extensions and improvements/Engineering Fracture Mechanics 76 (2009) 454–468.
- [8] S. K. Panigrahi, R. Jayaganthan et V. Pancholi, M.Gupta, Master. Chem.phys. Vol 122, PP. 188-193, (2010).

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

- [9] T. Abid, A. Boubarthakh et S.Hamamda, J. Allo.Comp., Vol 490, PP. 166-169, (2010).
- [10] R. Develay. Traitements thermiques des allaiages d'Aluminium, Doc. M 1290,les techniques de l'ingénieur (1991).
- [11] G.A. Harmain /A model for predicting the retardation effect following a single overload/Theoretical and Applied Fracture Mechanics 53 (2010) 80–88.
- [12]D. Broek, S.H. Smith, The prediction of fatigue crack growth under flight-byflight loading, Engineering Fracture Mechanic 11 (1979) 123–141.
- [13]J. Willenborg, R.M. Engle Jr., R.A. Wood, A crack growth retardation model using an effective stress concept, in: Air Force Flight Dynamics Laboratory Report, AFFDL-TM-71-1FBR, 1971.
- [14]L.P. Borrego a,*, J.M. Ferreira b, J.M. Pinho da Cruz a, J.M. Costa b/Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and losure/Engineering Fracture Mechanics 70 (2003) 1379–1397.
- [15] B. C. SHEU, P. S. SONG /SHAPING EXPONENT IN WHEELER MODEL UNDER A SINGLE OVERLOAD /Engineering Fracture Mechanics Vol. 51, No. I, pp. 135-143, 1995.
- [16]R. Kumar, Effect of variable single cycle, peak overload on fatigue life, International Journal of Pressure Vessel and Piping 48 (1991) 293–303.
- [17] M. Benachour, N. Benachour, M. Benguediab /Effect of Single Overload Ratio and Stress Ratio on Fatigue Crack Growth/International Journal of Mechanical, Aerospace, Industrial and Mechatronics Engineering Vol:7 No:12, 2013.
- [18]J. Willenborg, R.M. Engle Jr., R.A. Wood, A crack growth retardation model using an effective stress concept, in: Air Force Flight Dynamics Laboratory Report, AFFDL-TM-71-1FBR, 1971.

CHAPITRE III : Etat de l'art des effets du chargement variable sur la fissuration par fatigue

- [19] M.A. Wahab , G.R. Rohrsheim, J.H. Park /Experimental study on the influence of overload induced residual stress field on fatigue crack growth in aluminium alloy/Journal of Materials Processing Technology 153–154 (2004) 945–951
- [20] Sander M, Richard HA. Experimental and numerical investigations on the influence of the loading direction on the fatigue crack growth. Int J Fatigue 2006;28:583–91.
- [21] A.H. Noroozi *, G. Glinka, S. Lambert /Prediction of fatigue crack growth under constant amplitude loading and a single overload based on elasto-plastic crack tip stresses and strains /Engineering Fracture Mechanics 75 (2008) 188–206
- [22] Chanani GR. Retardation of fatigue-crack growth in 7075 aluminum. Met Engng Quart 1975;5(1):40–8.
- [23] RAGHUVIR KUMAR and S. B. L. GARG Department of Mechanical Engineering, Motilal Nehru Regional Engineering College, Allahabad 211004, India
- [24] L.P. Borrego^{a,b,*}, J.D. Costa^{a,c}, J.A.M. Ferreira^{a,c} Crack propagation of 7050 aluminum alloy under constant amplitude loading and peak overloads Procedia Engineering 114 (2015) 613 – 620.
- [25] Ivo Černý^{1,a} and Dagmar Mikulová^{1,b} SVÚM a.s., Podnikatelská 565, 19011 Praha 9, Czech Republic
Ivo.Cerny@seznam.cz, bd.mikulova@svum.cz /Evaluation of Overloading and Crack Closure Effects on Fatigue Crack Growth in an Aircraft 7075-T7351 Al-Alloy/Engineering Materials Vols. 577-578 (2014) pp 325-328.

Chapitre IV

SYNTHESE

INTRODUCTION

Dans cette partie on présente les différents résultats relatifs à l'effet du rapport de surcharge sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminiums pour les séries 2000, 6000 et 7000 sous l'application d'un chargement à amplitude variable dont on présente aussi une synthèse des effets des différents paramètres affectant le comportement de fissuration par fatigue.

A/ Série 2000 :

L'évolution de la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK pour le même rapport de surcharge $ORL = 1.5$ est présenté par la figure (53) pour l'alliage d'aluminium 2024 grain gros et grain fin. Dans cette figure on remarque que dans l'alliage 2024 grain gros la vitesse de propagation de fissure est plus rapide que l'alliage 2024 grain fin.

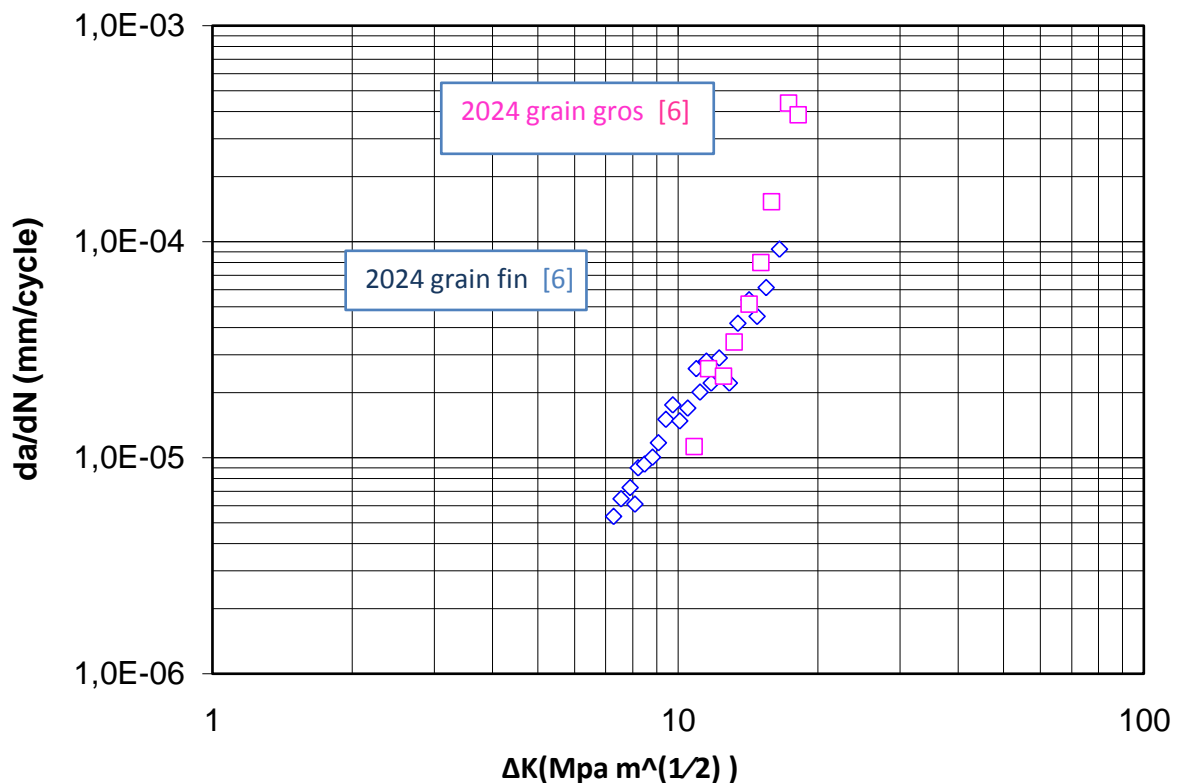


Figure 53: Effet du rapport de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2024 grain fin et gros grain avec $ORL=1.5$ [6].

CHAPITRE IV : SYNTHESE

Dans la figure (54) on remarque que la vitesse de propagation de fissure de fatigue de l'alliage 2024 T3 de Mohantya (ORL =2.5) et plus rapide que la vitesse de propagation de fissure de l'alliage 2024 T3 de Yahia (ORL=1.5), pour cela on voit que l'augmentation de rapport de surcharge elle fait diminuer la vitesse de propagation de fissure et augmenter la durée de retard.

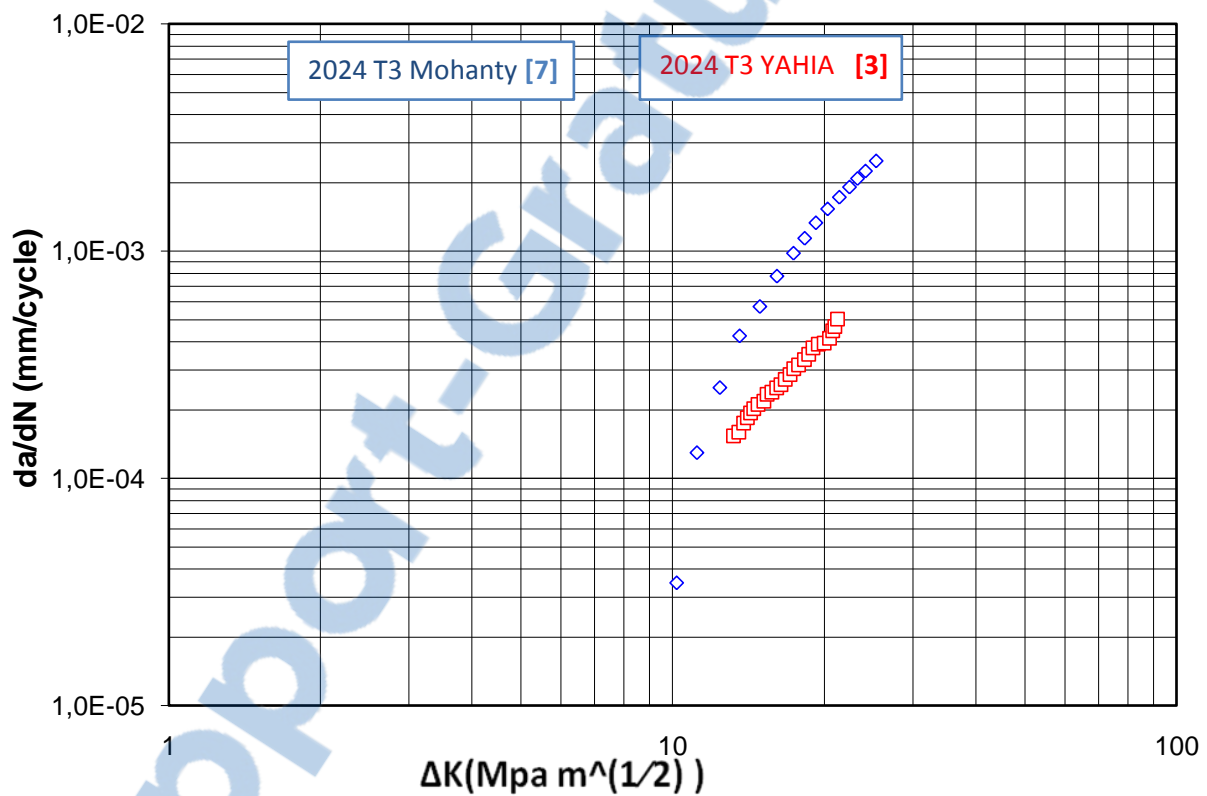


Figure 54: Effet du rapport de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 2024 T3 de Mohantya a ORL=2.5 et Yahia a ORL=1.5.

B/ Série 6000

La figure (55) montrent que l'augmentation de l'amplitude du facteur de contrainte ΔK a fait augmenter la vitesse de fissuration, et on voit que la vitesse de propagation de fissure de l'alliage 6061 T6 est plus vite que l'alliage 6063 T6 a 3% et 6%. Donc on remarque que l'alliage 6063 T6 résiste bien que l'alliage 6061 T6.

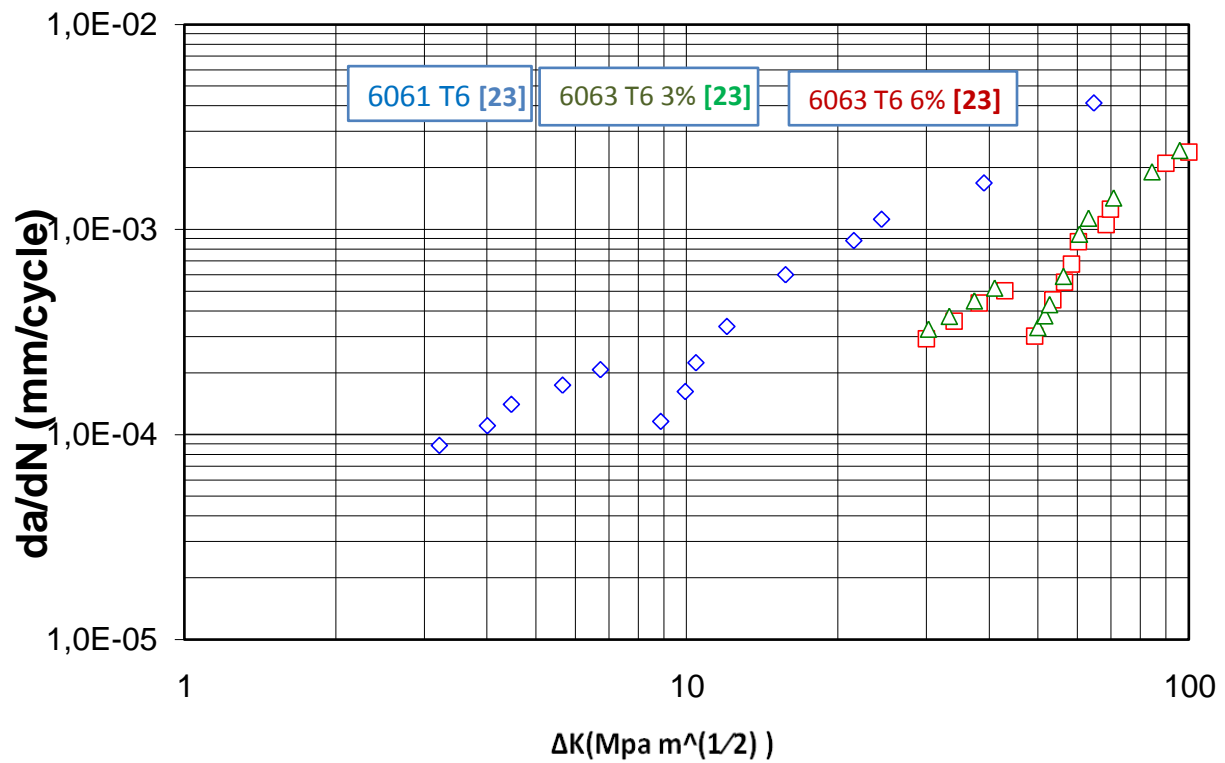
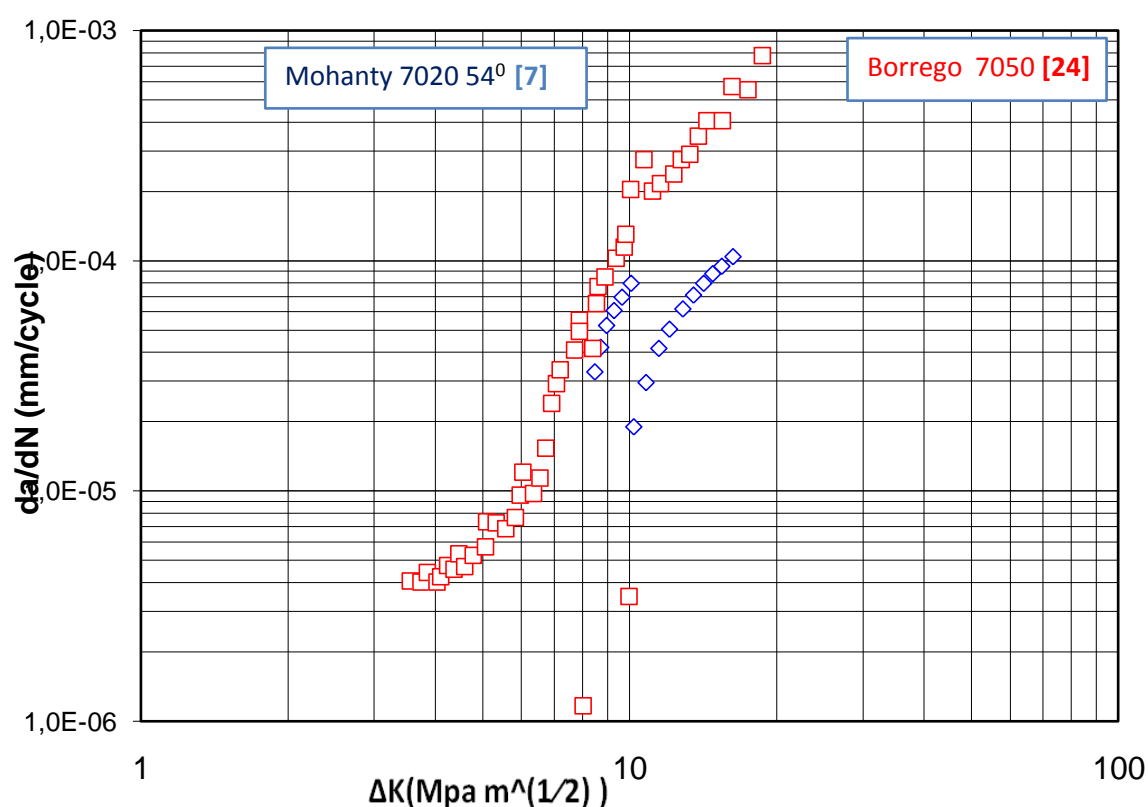


Figure 55 : Effet du rapport de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 6061 T6 a $\text{ORL}=1.75$ et 6063 T6 a 3% et 6% , $\text{ORL}=167$.

C/ Série 7000

L'effet du rapport de surcharge "ORL" variant de 2.0 à 2.50 sur la fissuration par fatigue de l'alliage d'aluminium 7050 et 7020 a été investigué par Borrego et Mohanty. Au point d'application de ces surcharges, on remarque une diminution de la vitesse de fissuration avec l'augmentation du rapport de surcharge. Les travaux de Borrego et Mohanty sur la fissuration par fatigue de l'alliage 7050 et 7020 de l'effet de surcharges montre que les rapports de diminution des vitesses dues aux surcharges par rapports au chargement d'amplitude variable.

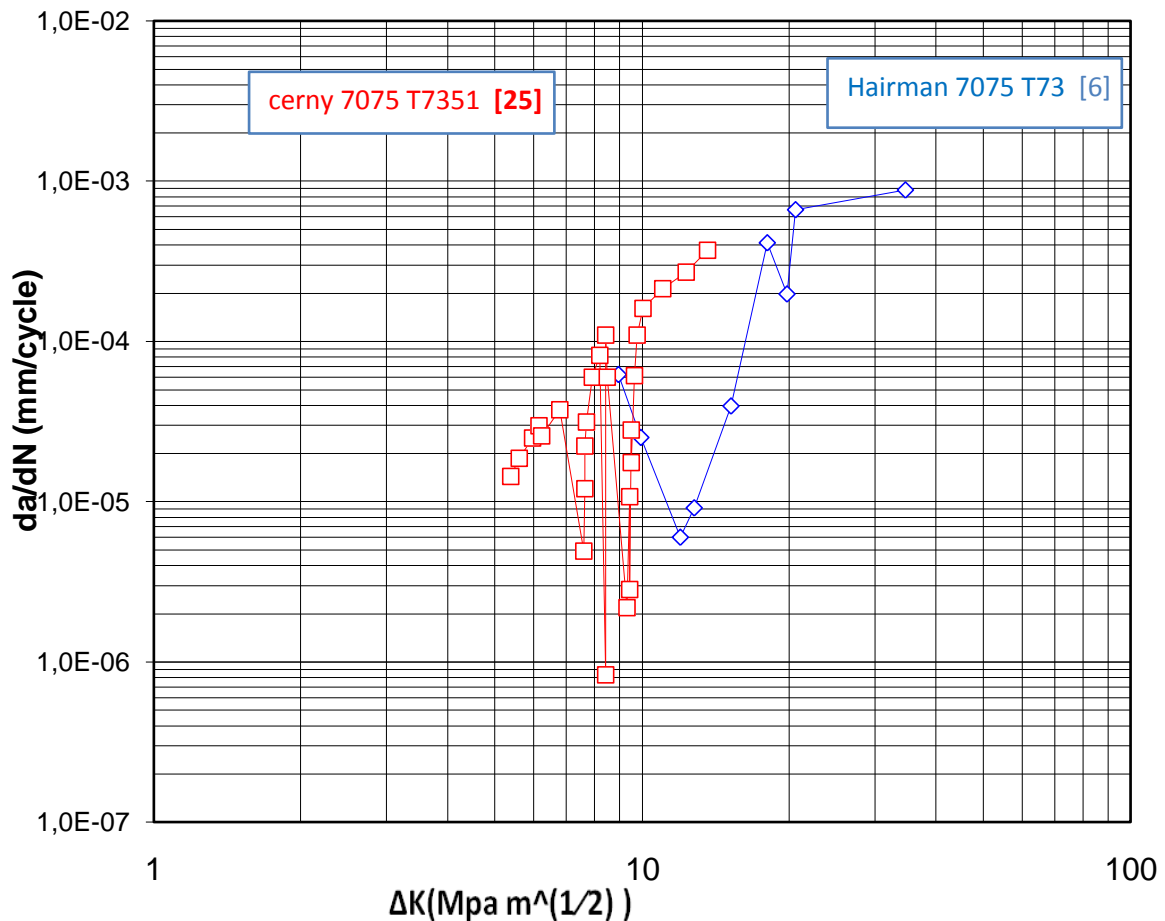


IV/Figure 56 Effet du rapport de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 7070 54° de Mohanty a ORL=2.5 et 7050 de Borrego a ORL=2



CHAPITRE IV : SYNTHESE

L'effet du taux de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 7075 T73 est montré par la figure (57). Le même effet est remarqué pour les faibles longueurs que l'alliage 7075 T7351, par contre pour des longueurs de fissure importante, on remarque un retard immédiat pour $ORL=2$ et 2.5. A ces longueurs le taux de surcharge présente une accélération de la vitesse de fissuration.



IV/Figure 57 : Effet du rapport de surcharge sur la vitesse de fissuration de l'alliage 7075 T73 de Hairman a $ORL=2.5$ et 7075 T7351 de cerny a $ORL=2$

CONCLUSION

CONCLUSION

CONCLUSION

Cette étude a été menée dans le but de présenter un état de l'art et faire une synthèse sur le comportement en fissuration par fatigue des alliages d'aluminium des séries 2000, 6000 et 7000 pour des chargements à amplitudes variables.

Plusieurs modèles de propagation tenant compte de l'interaction des chargements ont été présentés. Le chargement à amplitude variable est caractérisé par un rapport de surcharge nommé ORL. Les études présentées montrent que :

- L'augmentation du rapport de surcharge diminue les vitesses de fissuration et augmente la durée du retard.
- Deux types de retard se manifestent fréquemment sous l'application des surcharges sur les alliages d'aluminium à savoir le retard immédiat et le retard différé.